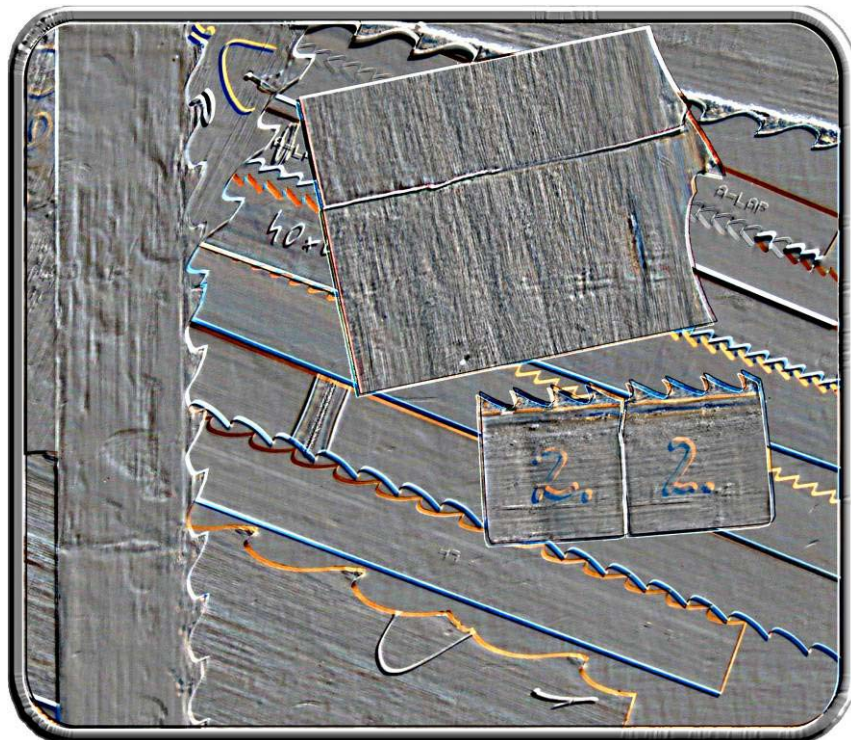


Dobránszky János

**Értekezés**  
**a faipari szalagfűrészlapok károsodásáról**

Doktori mű  
*a Magyar Tudományos Akadémia doktora*  
tudományos cím elnyeréséért  
benyújtott pályázathoz



Budapest, 2014.

dc\_482\_12



## Tartalomjegyzék

Tartalomjegyzék .....	III
A jelölések és a rövidítések jegyzéke .....	V
A kutatómunka és az értékezés célkitűzése .....	1
A kutatómunka célkitűzése .....	1
A kutatómunka feltételei .....	1
Az értékezés megírásának célja .....	2
Az értékezés mint szerkesztett mű sajátosságai .....	2
Az értékezés témájának ipari háttere .....	2
1. Bevezetés .....	5
A faipari szalagfűrészlaphoz kapcsolódó alapfogalmak .....	5
A vágási élettartam .....	6
A szalagfűrészlap igénybevételei .....	8
A faipari szalagfűrészlapok alapanyagai .....	9
2. A faipari szalagfűrészlapok töréses káresetének elemzése .....	13
2.1. A szalagfűrészlapok fogtőrepedéses károsodásai .....	14
2.1.1. A fogtőrepedés mint a szalagfűrészlap tipikus töréses károsodása .....	14
A SI-04-TE jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése .....	16
A CO-04-CH jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése .....	16
Az EN-04-SE jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése .....	16
A ZE-04-EN jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése .....	17
Az SA-04-İK jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése .....	17
2.1.2. Edződési rétegek a fogtőrepedések környezetében .....	17
Az edződési zóna megjelenési formái .....	17
Kerettűrészlapok fogtőrepedése .....	18
2.2. A szalagfűrészlapok hegesztett kötéseinek károsodásai .....	18
A varratfém homogenitásának hatása a vágási viselkedésre .....	18
A QU-00-US jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	18
A 14-03-09 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	19
A 01-03-13 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	19
A 14-03-15 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	19
A BU-03-ÁK jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	19
A LI-04-ÁN jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	20
A CO-04-CH3 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	20
A KA-04-AI jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	21
A RU-04-OS jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	21
A LA-04-ÁR3 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	21
A LA-05-D1 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	22
A LA-05-D2 és LA-05-D3 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	22
A TÁ-05-ÁG jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	22
A HO-05-RY jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	22
A KA-07-FA jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	23
A TA-07-PÓ jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	23
A TÓ-09-LT jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	23
A GY-2010-CK jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése .....	24
2.3. A szalagfűrészlapok atipikus töréses károsodásai .....	24
2.4. A szalagfűrészlapok fogtöréses károsodásai .....	26
2.4.1. A közönséges fogkopások jellegzetes formái a három fogtípusnál .....	26
2.4.2. Lapkatöréses fogkárosodási esetek .....	27
2.4.3. A lapkatörés általános mechanizmusának rekonstrukciója .....	28
2.5. A szalagfűrészlapok töréses károsodásainak hatástényezői .....	30
2.5.1. A martenzites edződési réteg szerepe .....	31

2.5.2.	A hegesztett kötések inhomogenitásainak és varrathibáinak szerepe .....	35
2.5.3.	Az élezési folyamatban keletkező sorja szerepe .....	37
3.	Szalagfűrészalap-alapanyagok összehasonlító vizsgálata .....	38
3.1.	A nemesített acélszalagokon végzett gyártási kísérletek .....	38
3.1.1.	A kémiai összetétel értékelése .....	38
3.1.2.	A szövetszerkezet vizsgálatának eredményei .....	39
3.1.3.	Az alapvető mechanikai tulajdonságok .....	41
3.1.4.	A megeresztésállóság vizsgálata .....	42
3.1.5.	Új, vékony lemezekre alkalmas ütővizsgálati módszer kidolgozása .....	44
3.1.6.	A Navy-vizsgálat alkalmazása .....	44
3.1.7.	Szakítóvizsgálat bemetszett próbatestekkel .....	47
3.1.8.	A kifáradási jellemzők vizsgálata .....	48
3.2.	A nemesített szerkezet „rejtett” jellemzőinek vizsgálata .....	51
3.2.1.	A nemesített acél vizsgálata termoelektromos erő-méréssel .....	51
3.2.2.	A nemesített szerkezet ausztenitációs és ausztenitálakulási jellemzőinek vizsgálata termoanalitikai vizsgálattal .....	56
3.2.3.	A nemesített szalagok karbidszerkezetének vizsgálata .....	58
3.2.4.	A maradék ausztenit és a hengerlési feszültségek .....	61
3.2.5.	A hengerlési és a megmaradó feszültségek .....	65
4.	A tudományos eredmények összefoglalása és a tézisek .....	69
4.1.	A kutatómunka tudományos eredményeinek összefoglalása .....	69
4.2.	Tézisek .....	74
4.3.	A tudományos eredményeim hasznosulása .....	75
4.4.	Az értekezés témakörében megjelent saját közlemények jegyzéke .....	75
	Köszönetnyilvánítás .....	78
	Függelék .....	F-1
1.	függelék: Az 1. fejezethez tartozó szemléltetés .....	F-2
2.	függelék: A 2. fejezethez tartozó szemléltetés .....	F-3
3.	függelék: A 3. fejezethez tartozó szemléltetés .....	F-72
4.	függelék: Az értekezés elemzéseihez csak lazán kapcsolódó, de az áttekintést segítő ábrák .....	F-98
	Hivatkozások jegyzéke .....	81

## A jelölések és a rövidítések jegyzéke

A	– ausztenit
$A_1$	– a kétalkotós Fe-C egyensúlyi fázisdiagram szerinti ferrit → ausztenit átalakulás során az ausztenit megjelenésének hőmérséklete
$A_3$	– a kétalkotós Fe-C egyensúlyi fázisdiagram szerinti ferrit → ausztenit átalakulás során a ferrit eltűnésének hőmérséklete
$A_{80}$	– egyezményes nyúlás 80 mm vizsgálati hosszúságon
$a_A$	– a repedéshossz jele a Navy-próbatesten
$Ac_1$	– az ausztenit megjelenésének hőmérséklete hevítéskor
$Ac_{1a}$	– az ausztenit megjelenésének hőmérséklete gyorshevítéskor
$Ac_{1b}$	– a ferrit eltűnésének hőmérséklete gyorshevítéskor
$Ac_3$	– a ferrit és a perlit eltűnésének hőmérséklete hevítéskor
$Ac_c$	– a vas-karbidok eltűnésének hőmérséklete gyorshevítéskor
ACI	– average confidence index
AIQ	– average image quality
AF	– average fit
$b$	– a bemetszett próbatest szélessége
B	– bénit
BFTEM	– bright-field transmission electron microscopy image
C	– cementit
CCT	– continuous cooling transformation; a folyamatos hűtésre érvényes ausztenitátalakulási diagramokat jelöli
CPE	– constrained para-equilibrium
$D$	– az átmérő
$d_{Ap}$	– az elsődleges ausztenit átlagos szemcsemérete
DHL	– diffraction hysteresis loop
DSC	– differential scanning calorimetry
$E$	– a Young-modulus
EDS	– energy dispersive spectrometry
EBSD	– electron back scatter diffraction
F	– ferrit
$F_a$	– a repedésmegálláshoz tartozó erő
$F_m$	– a maximális erő
$F_{max}$	– a felső erőhatár az erővezérléses kisciklusú fársztóvizsgálatokban
$F_{min}$	– az alsó erőhatár az erővezérléses kisciklusú fársztóvizsgálatokban
$G^*$	– a repedés terjedésekor felszabaduló alakváltozási energia, másként a repedésmegállítási munka jele
$G^*/L_{rep}$	– a repedésmegállítási munka egységnyi repedéshosszra fajlagosított értéke, vagy másként a fajlagos repedésterjedési energiaveszteség
$h$	– a bemetszés mélysége a bemetszett lapos próbatesteken
$h_0$	– a bemetszett próbatest teljes szélessége
HV	– Vickers-keménység
HRC	– Rockwell-keménység
$K_t$	– a bemetszési feszültségkoncentrációs formatényező húzás esetén
$K_b$	– a bemetszési formatényező hajlító igénybevétel esetén

$K_{t+b}$	– a kombinált feszültségkoncentrációs tényező
$L_{rep}$	– a repedéshossz
$L_0$	– a szakítópróbatest vizsgálati hosszúsága
LBS	– length of boundary segments
$m$	– a tömeg
M	– martenzit
$M_s$	– a martenzit start hőmérséklet
MBM	– minimum boundary misorientation
MPA	– multipurpose measurement attachment
NBS	– number of boundary segments
OES	– optical emission spectrometry
P	– perlit
PSA	– parallel slit analyzer
$r, R$	– a sugár (próbatesteken készített bemetszéseknél)
$R_a$	– az átlagos felületi érdesség
$R_m$	– a szakítószilárdság
$R_{p0,2}$	– az egyezményes folyáshatár 0,2% maradó nyúlásnál
$R'_u$	– a töréshez tartozó valódi feszültség
$s$	– a vastagság
$S$	– a relatív Seebeck-együttható, másként: termoelektromos erő
$S_0$	– az eredeti keresztmetszet
$S_u$	– a szakadási keresztmetszet
SEM	– (rövidítés) scanning electron microscopy
SEM-FEG	– (rövidítés) scanning electron microscopy – field emission gun
$T$	– a hőmérséklet
TEM	– (rövidítés) transmission electron microscopy
TG	– vagy TGA; (rövidítés) thermogravimetry analysis
TTA	– az ausztenitesítési diagram (TTA-diagram) jelölésére használom; az angol „time, temperature, austenitization” kifejezés rövidítése;
$X$	– az EBSD-vizsgálat során az elemzett terület X tengely irányú mérete
$Y$	– az EBSD-vizsgálat során az elemzett terület Y tengely irányú méret
$v_h$	– az acélszalag áthúzási sebessége a nemesítősoron
$W^*$	– az alakváltozási munka, a külső erők munkája az erőmaximum eléréséig
$W_M$	– a mértékadó törésmunka
$Z$	– a fajlagos keresztmetszet-csökkenés, kontrakció

#### Görög betűs jelölések

$\varphi$	– az acélszalag hengerlési irányával bezárt szög
$\nu$	– a Poisson-tényező
$\sigma_{névl_{max}}$	– a névleges feszültség maximális értéke az erővezérléses kisciklusú fárasztó-vizsgálatokban
$\sigma_{névl_{min}}$	– a névleges feszültség maximális értéke az erővezérléses kisciklusú fárasztó-vizsgálatokban
$\sigma_h$	– a járulékos hajlítófeszültség

## A kutatómunka és az értekezés célkitűzése

Húsz éve, 1994 tavaszán egyszer behívott az irodájába *Prohászka professzor*, akivel akkor már lezártuk az előzőleg vagy 20 éven át intenzíven végzett gyors hőkezelési kutatásokat, és bemutatott a vendégének. *Havasi Lajos*, az *A-LAP Kft.* egyik vezetője, azzal kereste fel a kutatócsoportunkat, az MTA és a BME fémtechnológiai kutatócsoportját, hogy hallván a gyors hőkezelésnek az acélok mechanikai tulajdonságaira gyakorolt kedvező hatásáról, szeretne velünk együttműködni abban, hogy a tápiószecsői üzemében jó minőségű, hazai acélszalagból gyárthassa a faipari szalagfűrészlapokat.

Ugyanekkor hozott magával a vendég két szalagfűrészlap-darabot, és kérte, vizsgáljuk ki a bennük kialakult fogtőrepedések képződésének okát. Ehhez kapcsolódott az az első ránézésre végtelenül egyszerűnek tűnő kérdés is, hogy a felhasználók vajon miért ítélik meg annyira eltérően a különféle gyártók, sőt sokszor ugyanazon gyártó teljesen azonos technológiával gyártott szalagfűrészlapjainak „jóságát”? Ekkor indult számomra a szalagfűrészlapok károsodásainak elemzése, és folyt 15 éven át, különösen ennek az időszaknak a második felében, több száz ipari károsodásra kiterjedően.

### A kutatómunka célkitűzése

Az imént vázolt felvetések alapozták meg tehát a faipari szalagfűrészlapok károsodására irányuló kutatómunkámat, amelyben célkitűzésként folyamatosan az lebegett a szemem előtt, hogy átfogó rendszerbe foglalva értelmezzem az üzemi feltételek között bekövetkező károsodásoknak a szalagfűrészlap anyagával és gyártási körülményeivel összefüggő okait. Ehhez kapcsolódott az a célkitűzés is, hogy feltárjam az azonos rendeltetésű, gyártástechnológiájú és felhasználású faipari szalagfűrészlapok gyakran jelentősen eltérő üzemi viselkedésének hátterében rejlő anyagszerkezeti tényezőket.

### A kutatómunka feltételei

Az említett célok megvalósítása és a hazai fűrészlapfejlesztések érdekében jelentős hazai összefogást sikerült elérni: a nekem munkát adó akadémiai kutatócsoport és a neki helyet adó műegyetemi anyagtechnológiai tanszékek mellett részt vett a kutatómunka hosszabb vagy rövidebb fázisaiban az *A-LAP Kft.*, a *Bay Zoltán Anyagtechnológiai Intézet*, a *Silco Rt.*, a *Dunaferri Kutatóintézet* és a *Lasersystems Kft.*

A károsodási folyamatok elemzését az anyagvizsgálati-anyagtechnológiai tudományterület leginkább szintézisigényű szakterületének tartom, amely a valós (károsodási) események összefüggéseinek utólagos rekonstrukciójával igyekszik magyarázatot adni a történésekre, ezzel szolgálva azok jövőbeni elkerülését. Az élet pedig folyamatosan szállította és szállítja a magyarázatra váró eseményeket. Kutatói pályámat annak kezdetétől a mai napig folyamatosan kísérik a károsodáselemzési feladatok, s ezen belül tizenöt éven át foglalkoztam a szalagfűrészlap-károsodásokkal.

Mindeközben a tudományos kutatómunkában más területeken is dolgoztam, amelyek közül csak a legjelentősebbeket említem: a különleges acélok hegeszthetősége, a fémkompozitok és a koszorúérsztentek fejlesztése. E szakterületek mindegyikén több PhD-értekezés is született a témavezetésemmel, vagyis sikerült elérni olyan tudományos eredményeket, amelyek jó esélyt kínálnának a tudományos pályám akadémiai doktori értekezés szintjén való betetőzéséhez. Mégis arra jutottam, hogy annak a kutatómunkának az eredményeit foglalom össze az értekezésemben, amely munka mindvégig megmaradt szinte kizárólagosan a saját kutatási témámnak; ez a témakör pedig a faipari szalagfűrészlapok károsodása.

## **Az értekezés megírásának célja**

Az értekezésem témaválasztásával és megírásával az tehát a célom, hogy összegezve a faipari szalagfűrészlapok károsodása és anyagszerkezeti jellemzői közötti összefüggéseket, összefoglaljam az e témában végzett kutatómunkám tudományos eredményeit. Ebbe az értelmezési keretbe nem fér bele számos, a szalagfűrészlapok üzemeléséhez ugyan jól kapcsolható, de más irányú közelítést kívánó eszköztár érdemleges alkalmazása, pl. a forgácsolásmélet, a tribológia, a törésmechanika, a dinamika, a modellezés stb. A felsorolt szakterületek önmagukban is önálló tudományos megközelítést jelenthetnének, és ezekhez nem is értek. Mégis azt remélem, hogy ezzel a szigorúan lehatárolt értelmezési keretű összefoglaló munkával is érdemben hozzájárulhatok a káresetelemzési tudományterület bővüléséhez, és egyben a magyar faipari szakmában a szalagfűrészlappal mint meghatározó jelentőségű szerszámmal kapcsolatos anyagtechnológiai tudás erősítéséhez.

## **Az értekezés mint szerkesztett mű sajátosságai**

Az értekezésem többségében azokat a kutatási eredményeimet foglalja össze, amelyeket részletesen kutatócsoporti vagy tanszéki kutatási jelentésekben (ezek száma több mint kétszáz) dolgoztam ki, és számos részletét már publikáltam a szakterület rangos hazai és nemzetközi folyóirataiban, konferenciáin.

A szabályzatok az értekezés érdemi fejezeteinek terjedelmét 100 oldalban korlátozzák, és az értekezés összeállítását „részben szerkesztési feladatként” meghatározva szabnak olyan feltételeket, amelyek betartására nem tudtam szerencsésebb megoldást találni, mint azt, hogy nem az értekezés szövegében helyeztem el a tartalmi mondanivaló illusztrálására hivatott fényképes ábrákat, hanem a függelékben. Emiatt az értekezést olvasók, sajnálatos módon, kénytelenek sokat lapozgatni a szöveg és az ahhoz (gyakran nem csak dekorációs céllal) illusztrációként kapcsolódó fényképes ábrák között. Emiatt a bírálók és az olvasók szíves megértését kérem.

Az értekezés összefoglaló fejezete (4. fejezet) tartalmazza az értékesnek és újnak vélt tudományos eredményeket és a téziszfüzetben megfogalmazott téziseket is, az ott olvashatóval azonos szövegezésben. A téziseknél, az elvárásnak megfelelően, arra törekedtem, hogy a szakterület kutatóinak közössége számára legyenek közhírhetően és tömören megfogalmazva. Az egész értekezésben próbáltam kerülni a szakszavak túlzott használatát, a bonyolult mondat szerkesztést, a túlzottan struktúrált tézispont-számozást, az eredmények túlzott tördelését, eleget tenni igyekezve a szabályzat felhívásának, mely szerint „a kevesebb néha több”.

## **Az értekezés témájának ipari háttere**

Az értekezés témája elválaszthatatlanul kapcsolódik a faipari szerszámok gyártásával, karbantartásával, fejlesztésével, üzemeltetésével és diagnosztikájával foglalkozó ipari tevékenységekhez. Mint említettem, magát a problémafelvetést is a hazai ipar egyik meghatározó szereplője vetette fel, s hosszú éveken át folyamatosan „szállította” az újabb és újabb kérdéseket, s „vitte” az eredményeket mint a kérdésekre adott válaszokat, amelyek talán elősegítették az ipari tevékenységek fejlődését.

Ebből adódóan ez az értekezés alapvetően és tudatosan technológiai megalapozottságú és elkötelezettségű, s reményeim szerint ez legalábbis nem válik a kárára. A technológia előtérbe helyezését, gépészmérnök-kutatóként, a magam számára eleve kötelességnek is tekintem, és ennek a választásomnak nagyfokú megerősítését találtam a szűkebb szakterületem (a gépipari anyagtechnológia és anyagvizsgálat) nagyszerű professzorainak, a Mechanikai Technológiai Intézetet egykoron vezető – *Rejtő Sándor, Gillemot László és Prohászka János* – munkásságában.



*Rejtő* ekképpen határozta meg a technológiát: „A technológia (az ipari munka tudománya) felöleli azoknak az elveknek, eljárásoknak, eszközöknek és gépeknek az ismertetését, amelyek segítségével a nyersanyagból használati cikkek készülnek, de ide tartozik a gyárak tervezése és a cikkek költségeinek kiszámítása is. Azok az átalakítások, amelyeken a nyersanyag a feldolgozás folyamán keresztül megy, lehetnek kémiai vagy mechanikai természetűek, és eszerint a technológiát kémiai és mechanikai technológiára, vagyis a vegyi iparok és a műves iparok tudományára osztjuk; éles határt vonni a kettő között nem lehet. A technológia gyakorlati alkalmazását tekintve, a munkának kereseti forrásként való felhasználása az ipar. Minthogy a művelt nemzetek sok ipari cikket fogyasztanak, s az ipar a nemzeti vagyon szaporításának hatályos eszköze, minden művelt nemzet egyik főtörekvése, hogy tekintélyes iparra tegyen szert”. [234]

Ennek a máig érvényes *Rejtő*-féle meghatározásnak a szellemiségét igyekeztem érvényre juttatni az értekezésemben, és összehangolni a mai idők formális tudományos követelményeivel. Arra nézve, hogy ez mennyire sikerült, ugyancsak *Rejtő professzornak* a fa anyagának technológiájáról kiadott könyve<sup>1</sup> előszavában írt, és mindenre (sőt, annak az ellenkezőjére is) felkészítő szavait tudom idézni: „e kötetet is azzal a reménységgel bocsátom szaktársaim rendelkezésére, hogy megírásával a technikai tudományoknak s így az iparnak is jó és hasznos szolgálatot tettem. Hogy célomat mennyire sikerült elérnem, annak elbírálására szaktársaim hivatottak ...”.

---

<sup>1</sup> Az elméleti mechanikai technológia alapelvei és a fa anyagának technológiája. Harmadik kötet. A belső és külső erők hatása a fa anyagának mechanikai tulajdonságaira. Németh József Könyvkereskedő Bizománya, Budapest 1920.

dc\_482\_12

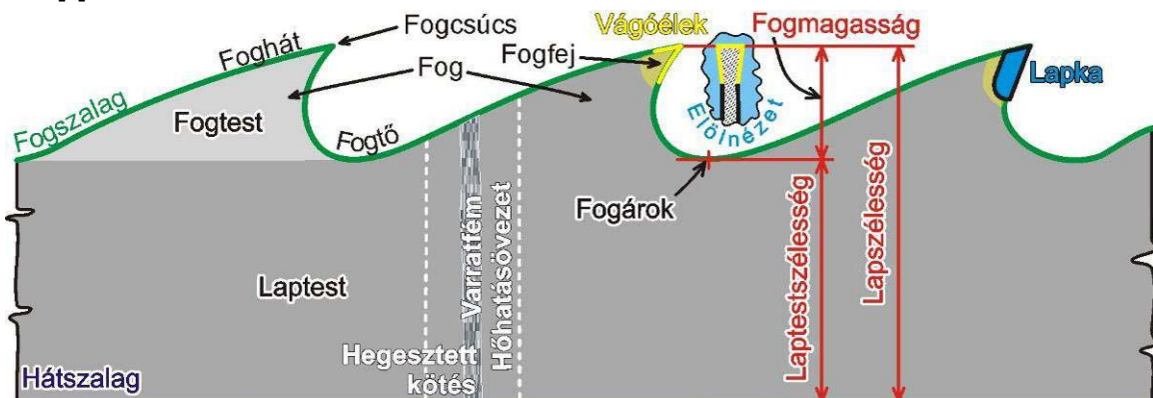
## 1. Bevezetés

A szalagfűrész s vele együtt a végtelenített szalagfűrészlapot *William Newberry* szabadalmaztatta (1808). Az eredeti, Newberry-féle berendezés azonban soha nem üzemelt, ugyanis a fűrészlap végtelenítését nem sikerült megoldani. Csak évtizedek múlva, *Anne Pauline Crepin* szalagfűrészgép-szabadalma (1846) nyomán álltak termelésbe a szalagfűrészgépek (1855), a szalagfűrészlap forrasztásának megoldása, valamint a rugóacélok megjelenése és fűrészlap-alapanyagként való alkalmazása révén [1, 2].

Amint azt a célkitűzések megfogalmazásakor jeleztem, az értekezés a faipari szalagfűrészlapok szempontjából kizárólag a fáradásos törés jellegű károsodásaik anyagszerkezeti vonatkozásainak elemzésére összpontosít. Tehát a szalagfűrészlaphoz más irányból szorosan kapcsolódó, hazánkban is régóta és kimagasló színvonalon művelt [3, 4, 5, 6, 7] faipari technológiai, üzemviteli, forgácsolásméleti, tribológiai, gazdasági vagy másféle diskurzus eszközeit és értelmezési kereteit csak az elkerülhetetlen mértékig kívánom alkalmazni.

### A faipari szalagfűrészlaphoz kapcsolódó alapfogalmak

Az értekezés középpontjában álló szalagfűrészlapnak még egy ennyire lehatárolt értelmezési keretben is meglehetősen sajátos fogalmi rendszere van, amelyet itt definiálok, és egyben az 1. ábrán szemléltetek, támaszkodva a szabványos terminológiára [8]:



1. ábra – A szalagfűrészlap részeinek és méretjellemzőinek szemléltetése

- Fűrészszalag: egyik szélén fogazott fémszalag; az anyagát az értekezésben általában acélszalagként említem.
- Szalagfűrészlap: végtelenített fűrészszalag; a továbbiakban gyakran csak fűrészlap, esetleg csak *lap*.
- Fog: a szalagfűrészlap vágásra szolgáló részei.
- Laptest: a szalagfűrészlap fogak nélküli része.
- Laphosszúság: a hegesztéssel végtelenített szalagfűrészlap teljes hossza terheletlen állapotban.
- Belső oldal: a fűrészlapnak a fűrészgép hajtókerekeivel érintkező oldala.
- Külső oldal: a fűrészlapnak a belső oldallal átellenes oldala.
- Lapvastagság: az egymással párhuzamos külső oldal és belső oldal közötti távolság.
- Hátszalag: a fűrészlapnak a fogakkal átellenes szélén, a vágási iránnyal ellentétes irányba néző keskeny felület, amely vágás közben a lapvezető görgőkre támaszkodik.

- Fogcsúcs: a fognak a hátszalagtól a vágási irányban legtávolabbi két pontja a külső és a belső oldalon. A két fogcsúcsot a fővágóél köti össze.
- Fogfej: a fognak a vágóéleket hordozó része; terpesztett fognál a kiterpesztett, duzzasztott fognál a képlékenyen alakított rész, lapkás vagy felrakott fognál a lapkát vagy a felrakott anyagot hordozó része és közvetlen környezete.
- Fogtest: a fognak fogfej nélküli része.
- Fogtő: a laptest vágási irányba néző szélén a két fog közötti, vágás közben a forgácsot tartó része.
- Fogárok: egy fogtőnek a két szomszédos fogcsúcsra fektethető egyenestől legnagyobb távolságra eső pontja.
- Fogmagasság: a fogcsúcsok és a fogárkok képezte egyenesek távolsága
- Fogszalag: a szalagfűrészlapnak a fogakkal azonos oldalán köszörüléssel kialakított, a szalagfűrészlap teljes hosszán a vágási irányba néző keskeny felülete.
- Foghát: a fognak és a fogszalagnak a fogcsúcs mögötti szakasza.
- Lapszélesség: a fogcsúcs és a hátszalag legkisebb távolsága. Minél nagyobb a lapszélesség, annál nagyobb a fűrészlap kihajlási merevsége. *Lugosi Armand* meghatározásában a fűrészszalag széles, ha a lapszélesség 90 mm-nél nagyobb, és keskeny, ha a lapszélesség 6–80 mm [9], de a szabvány ezt 6,3 és 63 mm közé sorolja [10].
- Laptestszélesség: a lapszélesség és a fogmagasság különbsége.
- Vágási rés: a szalagfűrészlap által az anyagba vágott rés mérete.
- A korábbi hazai faipari szakirodalomban szerepeltetett kifejezések egy részét, mint pl. fogcsúcsvonal, fogazatlan hátvonal [9, 11], fogék [12], fogalap [13], szalagvezető tárcsa [13] (nálam kerék vagy hajtókerék), nyújtási előfeszültség [13] nem használok.

### A vágási élettartam

Mint minden szerszám, a faipari szalagfűrészlapok is véges élettartamúak. A vágási élettartam a két élezés közötti használhatóságot jelenti. A felhasználók leginkább a vágási idővel, olykor a felvágott anyag mennyiségével fejezik ki ezt a fontos szerszámtulajdonságot. Az általános vágási idő mindössze néhány óra, kedvezőtlen esetben a 3 órát sem éri el, míg a csúcskategóriás szalagfűrészlapoknál akár 20–30 óra is lehet. A vágási élettartam végén újraélezzük a szerszámot. Az újraélezések száma a fogedzett vagy a kerámiabevonatos [14] típusoknál korlátos vagy lehetetlen, az egyszerűbb és általánosan elterjedt típusoknál viszont akár több tucat is lehet – hacsak nem jelentkezik valamilyen töréses károsodás a szerszámban. Az élezések-nél kisebb gyakorisággal kell elvégezni a fűrészszalag bombírozását is, amely az élezés mellett a másik alapvető karbantartási feladat. A bombírozással kialakított sajátfeszültségeket és alakváltozási képességeket [15] a továbbiakban feszültség-szerkezetnek nevezem. Repedések észlelésekor leginkább a pontozást és a javítóhegesztést alkalmazzák, s csak nagyon ritkán az átfúrás módszerét.

Az általános megítélés szerint csak a töréseket – tehát a repedések észlelését vagy a teljes törést – tekintik károsodásnak. Azonban ha az eredeti állapottól való eltérést alkalmazzunk általános károsodásdefinícióként, akkor az üzembe helyezés után azonnal elkezdődő s az élezéssel ugyan javítható fogkopást, továbbá az újra-hengerléssel javítható feszültség-szerkezet-változást ugyancsak károsodási folyamatnak kellene tekinteni. Megkülönböztethetjük tehát a szalagfűrészlapokra is az üzemi feltételeikből adódóan funkcionálisan szükségeszerű – másként: rendes – és a funkcionálisan nem szükségeszerű – másként: rendellenes – károsodásokat. Az értekezésben csak az utóbbiakkal foglalkozom.

A szalagfűrészlap vágási élettartama kapcsán, a rendes károsodásokban két külön folyamatnak kell tekinteni a laptestre, illetve a fog vágóéleire ható károsodásokat. A laptest vágási élettartama az eredeti feszültség szerkezet és alakváltozási képesség leromlásával vagy / és fáradásos töréssel telik le, a fogaké pedig az élkopással [16] ér véget. Ideális esetben a fogak és a laptest vágási élettartama harmonikusan illeszkedik egymáshoz; ilyenkor mind az élék, mind pedig a laptest új vágási ciklusra alkalmas állapotba hozható többször is egy helyesen működő karbantartási rendszerben.

Anélkül, hogy illetéktelenül a tribológia területére merészkednék, jelezni kell, hogy a fogak vágóéleinek rendes károsodását a kopás, a vágás közben keletkező hő és a korróziós hatások [17] együttese váltja ki. A kopás annál intenzívebb minél keményebb és vastagabb a vágandó anyag, és nagyon erősen összefügg a megmunkálás technológiai, üzemviteli tényezőivel. A hazai faipari szakma alapvető szakkönyve több vonatkozásban is foglalkozik a faipari szerszámok élkopásával, és anyagszerkezeti vonatkozást is említ a következőképpen. „Az él kezdeti gyors kopását elősegíti a főforgácsolóél alatt 10–20 mikrométer vastag rétegben kialakuló kedvezőtlen anyagszerkezet. A csiszolás (élezés) során érvényesülő hőhatás felületi feszültségeket kelt. A jól végzett élezéskor kb. 20, helytelen élezéskor 150–200 kp/mm<sup>2</sup> felületi feszültségek keletkeznek. Ezek hatására kialakul a felületi repedéshálózat, melyet tükrösítési művelettel kell eltávolítani. A szerszámacélból készült szerszámok kopásállósága nitrálással és keménykrómozással kismértékben növelhető.” [18] E példa sajátos megfogalmazásaiból is látható, hogy a fogkárosodások legáltalánosabb mechanizmusának, a kopásnak, is lehetne adni egy frissített anyagszerkezeti nézőpontot, de ahhoz a kopási folyamatok többi összetevőjében is tájékozottnak kellene lenni. Ennek híján a fogkárosodási jelenségeknek csak egyetlen szelvényre terjesztem ki az értekezésem értelmezési kereteit, a fogtörésekre.

A rendes állapotromlási folyamatoknak a fogakhoz hasonlóan (kopás) a laptest is ki van téve. A körbeforgó szalagfűrészlapban a gyártáskor beállított feszültség szerkezet és az ebből adódó szerszám-alakváltozási képesség romlik fokozatosan<sup>2</sup>. Ez a károsodás – nevezzük a laptest kimerülésének – még akkor sem áll le, ha a szerszám nem is találkozik a fával, csak egyszerűen forog a gépen. A laptest kimerülése látványosan tükröződik a vágási élettartamban. A hazai szalagfűrészlapfejlesztéseket ezért erősen foglalkoztatta a laptestnek ez a rendes károsodása. Valójában „csak” egy egyszerű kérdés, amely a felhasználói tapasztalatok alapján újra és újra megfogalmazódott: mi az oka annak, hogy akár 3–4-szeres különbségek is mutathatók azonos típusú szerszámok vágási élettartamában?

A szalagfűrészlapok töréses károsodásainak elemzése fontos helyet kap az értekezésben. A törésnek számos, önálló tudományterületet képező megközelítési módja alakult ki, így a szalagfűrészlapok töréses károsodásait el lehet helyezni törésmechanikai, alkalmazott mechanikai, gépszerkezettani, gyártástechnológiai stb. értelmezési rendszerben. Ezt részben meg is tették: főleg kanadai, német, japán és ausztráliai tudományos műhelyekben végeztek mélyreható kutatásokat. Az anyagszerkezet-alapú megközelítés és a károsodásanalízis azonban csak érintőlegesen kapott teret a szakirodalomban, én viszont lényegében véve erre építettem a munkámat. Különösen ritkaság a szakirodalomban a hegesztett kötésekkel és azok károsodásával kapcsolatos munka.

<sup>2</sup> A szalagfűrészlap közepét képlékenyalakítással megnyújtva, ott nyomófeszültséget, a fogak és a hátszalag mentén húzófeszültséget építenek fel a laptestben; ez stabilizálja a vágás közben megnyúló fogazott oldalt, továbbá a hajtókerékre görbülő laptestet rásimítja az axiálisan domború kerékpálástra.

Az egyik legújabb szakkönyv szerint a laptörések kb. fele a varratban történik (és a másik fele a laptestben) [19], de megjegyzem, hogy az én tapasztalataim ettől különböznek: a teljes törések terén ez az arány jóval nagyobb. A szakirodalmi elemzések nem hegesztésmetallurgiai szemüvegen át tekintenek a hegesztett kötések töréseire, ezért a leginkább szakmai értékelés is csak felszínes összefüggésekig jut el. „Ha a varrathoz közeli zóna károsodik a hegesztés során, a lap rideggé válik, ha a varrathoz egy hüvelyknél közelebb törik el, az azt jelenti, hogy az anyag károsodott, ezért nem érdemes újrahegeszteni. Egyesek akkor törik el a lapot, amikor össze akarják hajtani a tároláshoz, mivel túl erősen hajlítják a varratot.” [19] A hazai szakirodalomban a fűrészlapszakadások okaiként a köszörülés után beégések, a lapfeszítési rendellenességek és a túl keményen kivitelezett forrasztások jelennek meg [20].

### A szalagfűrészlap igénybevételei

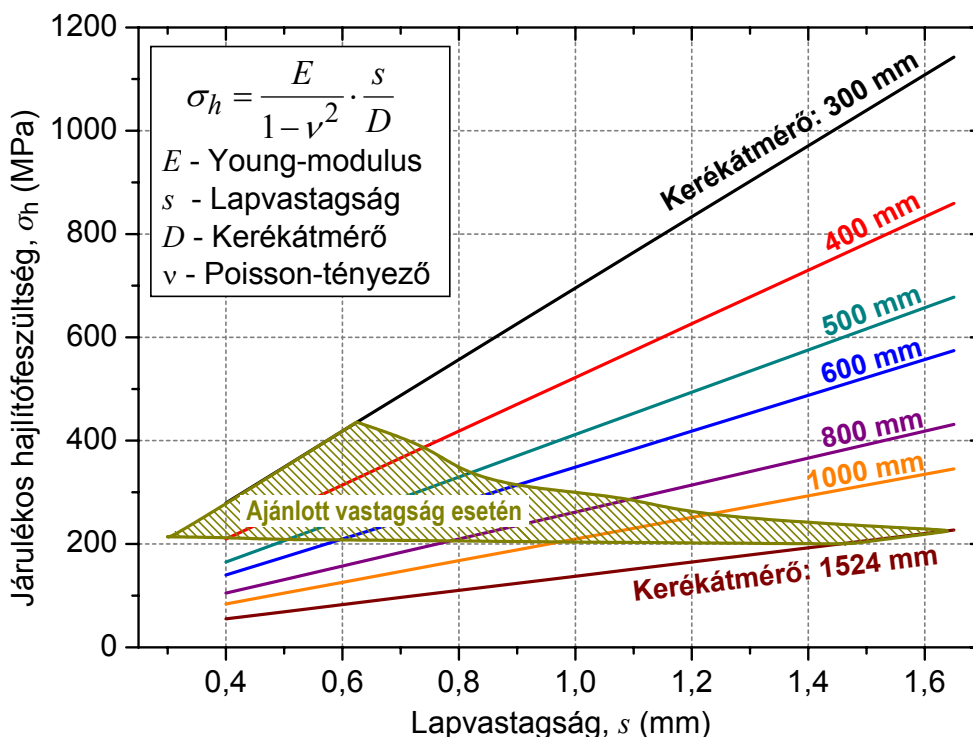
A szalagfűrészlapok általam elemzett töréses károsodásaiban sok összetevő hatásának eredőjeként fáradásos repedés jön létre és terjed. A lap síkjában vagy arra merőlegesen ható összetett terhelési rendszernek a – nem minden esetben összegezhető, hiszen nem állandóan ható – elemei a következők, az a)–k) pontokban külön nem jelölt esetekben *Eschler* adatai [21] alapján:

- a) Hengerlési feszültségek: a fűrészlap gyártásakor hengerléssel bevitt, a lap szélessége mentén változó feszültségmező, középen nyomó-, a széleken húzófeszültség; a mért értékek 30–70 MPa húzó- [22] és 550 MPa nyomófeszültséget [23, 22] is elértek.
- b) Előfeszítés a hajtókerekre felhelyezés után: a fűrészlap anyagától és szélességétől függően fellépő feszültség 100–300 MPa [1, 24, 25].
- c) Hosszanti hajlítás (1): a kerékre való ráhajlás járulékos feszültsége, 200–400 MPa.
- d) Hosszanti hajlítás (2): a vágási zóna lapvezetői okozta hajlítás, 20–50 MPa.
- e) Keresztirányú hajlítás: a domború palástú kerékre simuló lapban ébred. Egy 762,5 mm sugarú és 64 m (méter!) palástgörbületű kerékre simuló, 1,65 mm vastag szalagfűrészlapnál 78 MPa.
- f) Ferde hajlítás: a felső kerék tengelyének döntése esetén okozhat akár 80 MPa eltérést.
- g) Az akár 50 m/s sebességgel is haladó szalagfűrészlapban a centrifugális erőből származó járulékos gyorsulási feszültség a keréken végzett forgómozgás közben: 8–20 MPa.
- h) A fogtő feszültségkoncentrációs hatására 1,3–2,5 értékű feszültségkoncentrációs tényezőket közöl a szakirodalom [26, 27, 28]. Az intervallum alsó határára a  $K_b$  hajlítási, a felső határára pedig a  $K_t$  húzási feszültségkoncentrációs tényezők számított értékei esnek. A vancouveri *University of British Columbia* kutatói bevezettek egy  $K_{t+b}$  kombinált feszültségkoncentrációs tényezőt [29], értéke  $K_t = 2,35$  és  $K_b = 1,43$  esetén  $K_{t+b} = 1,68$ .
- i) A 180 N-nak [30], mások által 200–300 N-nak mért vagy számolt forgácsolási erőkből adódó feszültség még 900 N-os igen nagynak számító érték esetén sem éri el a 10 MPa-t [31, 23, 26, 32, 33]. A vágásból adódó rendes terhelés tehát a legkisebb (!) a szalagfűrészlapra ható igénybevételek közül.
- j) Hőágulási feszültség ébred a hideg kerékre való rásimuláskor a fűrészlapban; a hőmérséklet-változást 45°C-nak véve [34, 35] az ébredő húzófeszültség több, mint 100 MPa. A fűrészlap két széle között akár 100°C hőmérséklet-különbség is kialakulhat [9]. *Csanády* modellje szerint a vágóél 1000°C fölé hevül, és a lágyulás szempontjából kritikus 600°C-ot 0,5–0,8 ms ideig haladja meg [36].



- k) Dinamikus hatások, laplengések, rezgések: a kerék tökéletlen beállításai, a kopások stb. okozhatnak jelentős oldalirányú terheléseket, de ide sorolom a vágás dinamikus jelenségeit, pl. göcsörtök, jég, homok, kavics, szeg stb. okozta ütések [13, 19, 37, 38, 39, 40].

A lapvastagság (0,40–1,65 mm) értéke lényeges a fáradásos törési károsodást okozó terhelések mértéke szempontjából, ugyanis a fűrészszalag ciklikus hajlításnak van kitéve. A Kirchhoff-féle lemezelmélet szerint a hajlítóterhelés erősen függ a hajtókerekek átmérőjétől is [21, 41, 42, 43, 44, 45]. A szalagfűrészgépeken a hajtókerekek átmérője egyforma, és kevés kivételtől eltekintve 9–60 inch, vagyis 229–1524 mm. A lapvastagság nem kellően körültekintő növelésével a feszültség összegzett értéke a szélső szálban megközelítheti a folyáshatárt is, aminek következtében felgyorsul a kifáradási folyamat. Az általános technológiai ajánlások szerint a szalagfűrészlap vastagsága nem haladhatja meg a kerék  $D$  átmérőjének ezredrészét. Az 1400 mm-nél nagyobb átmérőjű kerekre a  $D/1200$  mm-t ajánlják felső határnak [46]. Akadnak ennél toleránsabb –  $D/1100$  [25, 47],  $D/1000 \pm 0,1$  mm [48, 18] –, de kevésbé óvatos ajánlások [1] is. A nagy lapfeszítést (300–350 MPa) kívánó munkákhoz:  $D/1500$  [49]. A különféle lapvastagságok és kerékátmérők esetén ébredő járulékos hajlítófeszültséget mutatja a 2. ábra, a Kirchhoff-elmélet szerinti egyszerű rugalmas alakváltozást feltételezve. Az ábrán megadtam az említett ajánlások betartásával ébredő feszültségek tartományát is.



2. ábra – A szalagfűrészlap külső szálában a kerékre hajlás miatt ébredő járulékos terhelés

### A faipari szalagfűrészlapok alapanyagai

A szalagfűrészlapok anyagainak áttekintésekor mellőzöm az anyagválasztás forgácsolási szempontjainak ismertetését, de megjegyzem, hogy az elmúlt 20 évben benyújtott több tucat szalagfűrészlapos szabadalom döntően ezekhez kapcsolódik; az alapanyag terén a bimetál szalagfűrészlapokra tevődik a hangsúly. Rövid áttekintést adok a *faipari* szalagfűrészlapok anyagairól, részletesebben pedig csak a Magyarországon leginkább elterjedt anyagokra térek ki.

A legnagyobb mennyiségben használt szalagfűrészlap alapanyagok a rugóacélok különféle csoportjaiból kerülnek ki<sup>3</sup>. Az acélszalagot 36–44 HRC keménységűre nemesítik, és a terpesztett fogazatnál és a duzzasztott fogazatnál is lényegében ugyanekkora a fogak keménysége is. Nem különösebben nagy keménység, de a hajtogató kifáradási élettartamhoz erre van szükség. Akár 20–30-szor újraélezhetők. Ez az anyagcsoport Magyarországon is az uralkodó szalagfűrészlap-alapanyag, és az értekezés is erre összpontosít. A *Sandvik* cég új, nagyszilárdságú, *Durashift* típusú acéljára 16 órás vágási időt és 14 újraélezést deklarál [50].

A keményfák vágására használják az edzett fogú és lágyított hátszalagú, hibridnek nevezett [13] rugóacél fűrészlapokat. A fogcsúcs 64 HRC keménységűre edzett, a hátszalag környezete viszont csak 28–34 HRC keménységű [1, 24]. 3–5 ms idejű indukciós gyorshevítéssel 900–1200 HV keménység is elérhető [51, 52]. A fogakat újraélezni nem lehet.

Európán kívül terjedtek el a hipereutektoidos acélból készült fűrészszalagok. Jellegzetes fekete színük miatt *black carbon* néven ismertek az angol terminológiában. A fog 64–66 HRC keménységre edzett, ám a lap hátszalagját 28–32 HRC vagy pedig 43–47 HRC keménységre eresztik vissza. Csak különleges fafajták vágására használják az eutektoidos, de nagy Si-tartalmú (1,5%) acélokat [13].

Magyarországon is elterjedt a rönkhasításra és a keményfák vágására szolgáló széles szalagfűrészlapok között a behegesztett lapkás szerszámok alkalmazása [53]. Az automatizálható gyártáshoz lapkaanyagként a kopásálló Co-ötvözetek (stellitek [54]) felelnek meg a legjobban; keménységük 25–35%-kal meghaladja a nemesített rugóacél laptestét. Amikor a lapkák anyagaként jelentősen nagyobb keménységű gyorsacélt vagy kompozitot használnak, a lapkákat forrasztják, de olyan megoldással is találkozom a hazai iparban, hogy a lapkát kizárólag súrlódásos és alakzáró kötés tartja a fogfejen (a függelékben az [F1-1.b–c ábra](#) mutatja) [55, 56].

A bimetál fűrészlapok fogfejének anyagát – pl. a C8 márkanevű, HS5-6-2-8 (1.3209) gyorsacélt [57] – a fogazás előtt hegesztik hozzá a laptest anyagához elektron- vagy lézersugaras hegesztéssel [13]. Egy ilyen fűrészlap fogának szövete képe látható a laptest síkjában készült csiszolaton (a függelékben, az [F1-1.a ábrán](#)). A fogkeménység kb. 62–68 HRC és néhányszor újraélezhető. A szerszám ára akár 25-szöröse is lehet a közönséges rugóacél fűrészlapokénak.

A faipari szalagfűrészlapok anyagára vonatkozóan nincsenek anyagminőség szerinti előírások, de szabvány rögzíti a legfontosabb műszaki követelményeket. A laptestnél a síkkifekvésre, a kardosságra, a szélre (legyen lekerekített) és a felületre vonatkozó előírás mellett a keménység is meghatározott:  $44 \pm 3$  HRC (440 HV) [58]. A hazai és az európai faiparban az elsőszámú szalagfűrészlap-alapanyag az eutektoidos ötvözetlen rugóacél. Az alapvető C75S (1.1248) szabványos acélminőség [59] mellett több hasonló minőséget is gyártanak C75 és Ck75 típusmegjelöléssel (régie európai szabványos jelük: 1CS75 és 2CS75), mellettük pedig néhány gyengén ötvözött típus is használatos. Ezeket, továbbá 3 db – benne két különleges – szalagfűrészlap optikai emissziós spektrométerrel meghatározott összetételét tartalmazza az [1. táblázat](#).

<sup>3</sup> A Faipari Kézikönyvnek az a kijelentése, hogy a szalagfűrészlapokat Cr-Ni ötvöztetésű szerszámacélból gyártják hideghengerléssel, kétoldalt csiszolt kivitelben [18], valószínűleg a könyv megjelenésekor sem volt helytálló.

Típus	Jel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
C75S	1.1248	0,70–0,80	0,15–0,35	0,60–0,90	< 0,025	< 0,025	< 0,40	< 0,40
C75	1.0605	0,70–0,80	0,15–0,35	0,60–0,80	< 0,045	< 0,045		
75Cr1	1.2003	0,75	0,35	0,70	< 0,025	< 0,020	0,35	
C75W	1.1750	0,72–0,82	0,15–0,40	0,60–0,80	< 0,035	< 0,035		
C75Cr		0,70–0,80	0,15–0,35	0,60–0,80	< 0,045	< 0,045	> 0,30	
75Ni8	1.5634	0,72–0,78	0,15–0,35	0,30–0,50	< 0,025	< 0,025	< 0,15	1,80–2,10
74NiCr2	1.2703	0,74	0,17	0,40	< 0,025	< 0,020	0,25	0,55
75NiCr4		0,80	< 0,30	< 0,50	< 0,025	< 0,020	0,25	1,00
67SiCr5	1.7103	0,67	1,30	0,50	< 0,025	< 0,020	0,50	

a) (az adatok tömegszázalékban vannak megadva)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V
SE-03-TA	0,75	0,23	0,70	0,035	0,012	0,16		0,02			0,013			0,008
RÖ-03-EN	0,49	0,33	0,85	0,031	0,012	3,37	1,16	0,74	0,071	0,013	0,168	0,078	0,018	0,380
ST-03-US	0,49	0,27	0,47	0,025	0,012	3,84	2,70	0,45	0,070	0,009	0,124		0,011	0,260

b) (az adatok tömegszázalékban vannak megadva)

1. táblázat – A szalagfűrészlap-alapanyagok alapanyagainak névleges (a) és mért (b) kémiai összetétele

Egy egészen különleges szalagfűrészlap is bekerült a vizsgálati programba, amelyről csak az a tapasztalat állt rendelkezésre, hogy sokszorosán felülmúlja vágásteljesítményben a hagyományos szerszámokat. A vizsgálatok szerint az alapanyag keménysége 503 HV<sub>0,2</sub>. A behegesztett lapka összetétele EDS-analízissel mérve 9,60% Co, 87,80% W és 2,61% C, keménysége 1850 HV<sub>0,2</sub>. A hőhatásövezet keménysége 658 HV<sub>0,2</sub>. Az alapanyag összetételét nedvesanalízissel (a szén), EDS-analízissel meghatározva a 2. táblázat tartalmazza. A röntgendiffrakciós fázisanalízis szerint az Al- és az O Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fázisként van jelen, tehát egy különleges, rézszeckskeerősítésű acél kompozitként kell tekinteni a fűrészszalag anyagát.

	Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	O
Atom%	70,47	–	1,87	0,90	2,93	0,53	0,59	10,57	12,14
Tömeg%	83,37	0,36	1,11	1,05	3,23	0,36	0,73	6,04	4,12

2. táblázat – Egy teljesen egyedi szalagfűrészlap alapanyagainak kémiai összetétele

A hazai szakirodalom csak a 25–40 évvel ezelőtti anyagválasztási szokásokat és megfontolásokat teszi lehetővé áttekinteni, de ezek még a mai felhasználói szokásokban is erősen élnek, és a kutatómunkám kezdetén – az 1990-es évek elején – nem is számítottak oly réginek. A hazai faiparba a széles szalagfűrészlapokhoz importált acélszalagok kerültek, és még a fő beszerzési források is sok átfedést mutatnak a mai viszonyokkal. Keskeny szalagokat szovjet (0,6% Cr) és svéd (2% Ni) import mellett a Salgótarjáni Kohászati Üzemek gyártott 1978-tól kezdve. A 74NiCr2 acélminőség összetétele: C = 0,70–0,78%, Mn < 0,40% Mn, Si = 0,10–0,25%, Cr = 0,20–0,40%, Ni = 0,50–0,60%, S < 0,040% és P < 0,040% [12].

A szalagfűrészlapok anyagaira is kitérő hazai tudományos közleményeket faipari szakemberek írtak. E tény erőteljesen rányomta a bélyegét a szerszámanyagokról szóló fejtegetések szakszerűségére. Ezek ellenére viszonylag jól áttekinthetővé tesz az iparág szerszámanyag-felhasználási helyzetét. Ama közlésből, hogy a szerszám svéd gyártmányú, nagy Ni-tartalmú [16], kiderül, hogy az 1970-es évek elején már használtak Ni-ötvöztetésű acélt, feltehetően a *Sandvik* vagy az *Uddeholm* termékét. Az ötvözők szerepének elemzésekor helyesen említik, hogy a króm fokozza a keménységet és a kopásállóságot, a Ni pedig a szívósságot is, de a Mn szívósságnövelő szerepének emlegetése tévedés, mivel éppen rontja azt [12]. Megjegyzem, hogy az *Uddeholm* egy nagy (1,6%) Si-tartalmú, megeresztés- és relaxációálló acélt szabadalmaztatott, amelyben a Ni és a Mo szennyezőnek (!) minősül [60].

Egy 1981-ben készült elemzés [61] beszámol róla, hogy az importált acélszalagok gyártói között szerepel a francia *Forges d'Anor*, de a termékekről nem készült értékelés. Akkoriban a legnagyobb részt a svéd *Uddeholm* anyagai tették ki [61], az UHB 15 és az UHB 15 N 20 acélminőségek révén [12]. A *Sandvik* a 13M és a 14N3 típusjelölésű rugóacélt szállította szalagfűrészlap célra, de e svéd acélgyártónak a szerszámacéljait is említik: az 1.2601 ( $\approx$  X165CrMoVW12), az 1.2436 ( $\approx$  X210CrV12) és az 1.3343 ( $\approx$  X85MoCrWV5-4-2) acélt [12]. Az osztrák gyártók – a *Martin Miller* és a *Wüster* – anyagait eléggé kritikusan értékelték, mondván, hogy a nagy keménység miatt rosszul hengerelhető, szinte duzzaszthatatlan, fogtörepedésre hajlamos [61].

A fűrészlap-alapanyaggal szembeni fő követelményként, tévesen (!), az fogalmazták meg, hogy *a fogak álljanak ellen az állandó ütő igénybevételnek, amely az anyag kifáradását okozza* [12]. A karbantartásra vonatkozó utasításokban rábukkan-tam a fafeldolgozó iparban máig élő egyes furcsa szokások gyökereire. A javaslatok alkalmazása helyenként csak haszontalan, de esetenként súlyosan kockázatos is lehet, mint pl. az alábbi felsorolás utolsó eleme [12].

- A lapra tapadt száradék hosszra merőleges kaparása kerülendő, mert repedést okozhat.
- Rövid hajszálrepedések megjelenése esetén: a fogtövet a repedés aljáig kireszeljük, eredményesen rögzíthető pontozással (kírnerezés), vagy 3 mm átmérőjű lyuk fúrása, végébe és fölé oldalt pontozás.
- Nagyszámú fogtörepedés esetén: oka a vastagság helytelen megválasztása, a túl vastag szalag nem elég rugalmas, fáradásos törés ment végbe.
- A levegő gyors hűtőhatása miatt a hegesztés körzetében megkeményedik az anyag.
- A stellittel felrakott fogak hőkezelése, megeresztése: a hevítéskor keletkezett barna és kék gyűrű éppen a fogtvonalhoz érjen.
- „A művelet közben a megeresztést végző dolgozó minden fognál mondja magában a következő szót „huszonhét” mindaddig, amíg meg nem szokja a hőkezeléshez szükséges időtartamot, mintegy 1 sec-ot.” [ezt szó szerint idéztem; DJ]
- Végtelenítés: ívhegesztéssel, védett légkörben, hidrogénben [!] vagy argonban.

Déry szerint „a tiszta ötvöztelen szénacél (0,72% C) igen alkalmas fűrészszalagokhoz, ha azt tiszta martenzitté edzik. Az edzhetőség ötvözők hozzáadásával javítható, a legmegfelelőbb a Ni, továbbá Cr, W, Mo, V. Ajánlatos lenne fontolóra venni, hogy ilyen szerszámokat a hazai ipar is előállítson” [61].

A fentiekből – pl. a „tiszta martenzit” feltételezéséből, tehát a maradék ausztenit szükségszerű jelenlétének figyelmen kívül hagyása – látható, hogy a hazai, faipari szakmai körökben, nem volt igazán erős a szerszámok anyagismerete, ami egyébként teljesen érthető, ám a hazai alapanyagra való igény már ekkor is jelentkezett.

## 2. A faipari szalagfűrészlapok töréses káreseteinek elemzése

A bevezető fejezetben, a vágási élettartamot tárgyaló szakaszban, ismertettem, hogy a faipari szalagfűrészlapok károsodása alapvetően két nagy csoportra osztható. A regenerálható állapotromlási folyamatok, pl. a bombírással kialakított feszültség-szerkezet változása vagy az üzemszerű élkopás az egyik csoport. A nem regenerálható károsodások képezik a másik nagy csoportot; alapjellemzőjük, hogy mindenkor valamilyen törési jelenséggel – vagy „csak” repedésképződéssel, vagy teljes töréssel – járnak, végződnek. Míg az első csoportba sorolt jelenségeket a felhasználók teljesen természetesnek veszik és gyakran nem is tekintik károsodásnak, az utóbbi csoportba sorolható jelenségeket lényegében véve sohasem tekintik a szalagfűrészlap rendes üzemi eseményeinek. A teljes törések bekövetkezéséhez hasonlóan mindenfajta repedés észlelése a szalagfűrészlapon súlyos hibajelenségként tudatosul a felhasználókban, amelyet az üzemeltetés azonnali leállítása követ. Amennyiben a szerzőt javíthatónak tekintik, elvégzik valamelyik javítási műveletet: a legegyszerűbb esetben a repedésvég hidegalakítását pontozással vagy pedig a repedés javítóhegesztését. A repedésvég fűrésszel való megállítására nem találtam példát.

Gyakori, hogy a repedéses, töréses káreseteményt a vevő reklamációja követi a szalagfűrészlap gyártójánál – már amennyiben az nem éppen ő maga. Ezeknek a vevői reklamációknak a kivizsgálására az 1990-es évek közepétől mintegy 15 éven át kaptam folyamatosan felkérést a Tápiószecsőn működő *A-LAP Kft.*-től. Ennek köszönhetően állt módomban elemezni mintegy 300 reklamációs káresetet, amelyek a cég ügyfélkörének kb. egyötödére terjedő vevői körből érkeztek, és lévén az *A-LAP Kft.* Magyarország legnagyobb szalagfűrészlap-gyártó vállalata, az említett mintaszámot bizonyosan reprezentatívnak lehet tekinteni. Emellett a céggel közös több, jelentősnek mondható kutatás-fejlesztési innovációs projekt végrehajtását is vezetve további fontos szakmai tapasztalatot sikerült gyűjtenem a faipari szalagfűrészlapok károsodási folyamatainak értelmezéséhez.

A soron következő fejezetben példákon keresztül kívánom ismertetni a faipari szalagfűrészlapok nem regenerálható, másként töréses jellegű károsodásainak jellegzetes csoportjait, valamint a károsodásban közrejátszó mikroszerkezeti tényezőket és azok szerepét. A bemutatandó és elemzendő, az ismétlődő terhelés hatására bekövetkező töréses károsodási csoportok a következők:

- A fogtöredékes törések, amelyeket *tipikus töréses károsodásoknak* tekintek.
- A hegesztett kötések törései kötőhegesztés és javítóhegesztés után, amelyeket teljesen különálló osztályt képviselő töréses károsodásoknak tekintek.
- A fogak és a behegesztett lapkák törései.
- A hátszalag vagy a laptest repedései, amelyeket *atipikus töréseknek* tekintek.

A káresetek elemzésére a sokéves tapasztalatok alapján kidolgoztam és eredményesen alkalmaztam egy olyan új károsodáselemzési eljárást, amely a különféle anyagvizsgálati módszerek megfelelő alkalmazásával és azok eredményének megfelelő értékelésével lehetővé tette a törési esetek jelentős részénél a károsodás mechanizmusának és kiváltó okainak (s többnyire a felelősének) a meghatározását.

Ebben az új károsodáselemzési eljárásban fontos szerepet kapott – a hagyományosan végzett mikroszerkezeti vizsgálatok és makroszkálás léptékű jellemzők vizsgálata mellett – a közbenső, a hazai anyagtudományi diskurzusban szinte ismeretlennek fogalomnak mondható, ún. mezoszkálára – eső anyagszerkezeti és felületi jelenségek elemzése is. A mezoszkála értelmezési tartományát nem kívánom túlzottan merev határokkal kijelölni, de azért rugalmas határként a 0,1 mm és a 10,0 mm intervallumot rendelem hozzá.

## 2.1. A szalagfűrészlapok fogtőrepedéses károsodásai

### 2.1.1. A fogtőrepedés mint a szalagfűrészlap tipikus töréses károsodása

A szalagfűrészlapok töréses tönkremenetelei között a leggyakoribb a fogtőrepedés. A fogtőrepedés felismerése általában a vágási rendellenességek észlelését követően a szerszámátvizsgáláskor történik meg, de ilyenkor a repedés hosszúsága az esetek nagy többségében már meghaladja a 10 mm-t. Ha csak egy fogtőrepedés alakult ki a szalagfűrészben, annak észlelése nem egyszerű feladat, különösen akkor, amikor a fogtő környezete kopott vagy / és forgácsmaradék tapad meg rajta. Az észlelt fogtőrepedéseket általában javítani próbálják; egyszerű megoldásként alkalmazzák a „pontozást”, amikor a repedéscsúcsot pontozószerszámmal képlékenyen alakítják [12]. A pontozással azonban gyakran többet ártanak, mint használnak, mivel a repedéscsúcsot általában eltévesztik. A másik javítási mód csak a széles szalagfűrészlapokon szokásos: ívhegesztéssel – többnyire a végtelenítésre is alkalmazott huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztéssel – végighegesztik a repedést tartalmazó szakaszt. A fogtőrepedést egyesek a köszörűkövel való ütközésének tulajdonítják [25].

A fogtőrepedés olyan károsodás, amelyet a felhasználó minden esetben váratlan és súlyos meghibásodásként tekint, hiszen emiatt le kell állnia a fűrészgéppel, le kell vennie a szerszámot, illetve nem használhatja azt tovább. A repedést tartalmazó szerszámot javítani kell. A legsúlyosabb, de egyáltalán nem ritkaságszámba menő esetekben a szalagfűrészlapnak a fogtőrepedéses törési folyamata teljes törésig halad, és ilyenkor üzem közben törik el a szerszám, amely többnyire javíthatatlanul sérül, sőt, olykor a fűrészgép egyes alkatrészeit is károsítja. A fogtőrepedések itt említett következményei miatt a szalagfűrészlapok felhasználói folyamatosan reklamálnak a szalagfűrészlapok gyártóinál, a gyártót okolva a rendellenes és váratlan tönkremenetelek miatt. A kifogások a gyártó hozzáértésétől, a gyártási minőségen át a fűrészlap anyagának alkalmatlannak bélyegzéséig terjednek; stílusukat tekintve, a felhasználói vérmérséklet függvényében, a finom kritikától a pocskondiázásig.

A faipari szalagfűrészlapok fogtőrepedése olyan károsodásfajta, amelyben az alapanyag tulajdonságainak szerepe meghatározó. A legnagyobb hazai szalagfűrészlap-gyártó, az *A-LAP Kft.* ügyfélkörében megfogalmazódott vevői reklamációk 15 éven át tartó káresetelemzési tapasztalataim alapján ez az értekezés éppen arra törekszik, hogy az anyagtulajdonságok közül minél több mikroszerkezeti tényező szerepét feltárja a fogtőrepedéses károsodásokban. A továbbiakban bemutatom a fogtőrepedéses károsodások jellegzetességeit, az alapanyagnak az e téren szerepet játszó mikroszerkezeti tényezőit, és a fogtőrepedések vizsgálatával kidolgozott új károsodáselemzési eljárást, amelynek alkalmazásával mintegy háromszáz, valóságos üzemi károsodási esetet dolgoztam fel 1994 és 2010 között. A legjellemzőbb károsodási esetek részletesebb leírására néhány esettanulmányt ismertetek, előttük azonban a fogtőrepedések általános jellegzetességeit mutatom be viszonylag sok olyan képi illusztrációs példán keresztül, amelyek kellően megvilágítják a szóban forgó jelenség általánosságát és valamely mikroszerkezeti tényezővel való szoros kapcsolatot.

Az **F2-1.** és az **F2-2. ábrán** a fogtőrepedés-vizsgálatok két jellegzetes esete látható. A fűrészlapon (a) sok fogtőrepedés keletkezett. Közülük egy-egy fogtőrepedés környezetét tanulmányozva a külső oldal (b), a belső oldal vagy a fogszalag (c) felől, olyan jelenségek elemezhetők, mint pl. a helyi sérülések, a korróziós nyomok, a kopások, az élezési sorja (b) vagy a termikus eredetű futtatási elszíneződések (c).



Ezek egyébként a felületi szerkezethez illeszkedő mezoszerkezeti tényezők. Az F2-3–F2-7. ábra példáin a fentieken túl a mesterségesen felnyitott repedés töretfelülete is látható (pl. F.4.b–c vagy F.6.d), az F2-8. ábrán pedig, az egyik töretfelületből készített metallográfiai csiszolaton a repedéskörnyezet szövetszerkezete is (f).

A károsodási esetek elemzéséhez szükség lehet más anyagvizsgálati módszerekre is, leginkább pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatra. Erre ad példákat az F2-9–F2-14. ábra.

Az F2-9. ábrán látható, KA-07-21 jelzésű törési esetben a felnyitott repedés töretfelületével együtt vizsgálható a fogszalag és a repedési töretfelület (a–d), illetve a fogtest és a fogszalag metszészvonala (f–h). A közvetlen repedésképződési zóna (d) sérült, de a repedés kiindulópontja meghatározható a sugarasan rendeződő (mezoskálás kiterjedésű) barázdáltság alapján (d). A fáradásos repedésterjedésre ugyancsak jellemző finom mikrobarázdák e mezobarázdák felületét tagolják. A fogszalag felületén sorjafelszakadási részek (c, e) alakultak ki. A sorjafelszakadási helyek és a fogszalag szélének helyenkénti erős letompulása „fém a fémen” való kopási jellegű. A fogszalag és a fogtest metszészvonalánál (f–h) repedéskezdemények (f, h) láthatók köszörülési árkok és szakadozott sorják formájában.

Az F2-10. ábrán látható, 01-03-13 jelű szalagfűrészlap (vastagsága 1,10 mm) nem az itt tárgyalt fogtörepedések miatt törött el, hanem a hátszalag felől érkező repedés miatt, amely ívesen elkanyarodva érte el a fogszalagot (a, b). Ugyanakkor, de esetleg előtte, a fogszalag külső oldalán, a köszörülési barázdákban fogtörepedések sorozata alakult ki (d–g). A mikrorepedési front növekedése csak a repedésterjedési fázis legelejéig jutott el, és a fogszalagon (vastagságirányban haladva) gyorsabb volt, mint a fogtesten, a hátszalag irányába haladva (f–g).

A VA-08-GA jelű szalagfűrészlapon repedések keletkeztek a fogszalagon (F2-11. ábra). A repedésképződési góccok az élezési sorja egyébként is meglévő törési zónái és olyan repedésifront-határai, amelyek benyúlnak a fogszalag terhelés alá kerülő anyagzónájába, valamint a mély köszörülési barázdák. A fogszalag és az oldal-lap találkozási vonala a sorjás élen – itt nem a fűrészfog éléről van szó, hanem a két felület (az oldallap és a fogszalag felülete) metszészvonaláról – járulékos húzó igénybevétele kap a fűrészgép hajtókerekeire való rágörbüléskor és a vágási fázisban. Ezek a terhelések ciklikusan ismétlődnek, és ez okozza a kifáradás jellegzetes repedésterjedési folyamatát. Az elektronmikroszkópos töretfelület-vizsgálat megmutatta azokat a mikrorepedéseket, amelyek a leggyorsabban növekedő fogtörepedésen kívül ugyancsak kialakultak, és kisebb-nagyobb mértékben növekedésnek indultak. Tehát a fogtörepedés még egy adott fogtőben sem mindig „magányos farkas”.

A mély köszörülési barázdák önmagukban is repedésképződési góccok, mivel a hajlítás okozta húzófeszültség a barázdák éles bemetszés jellegű fenekén többszörös (akár 5–10-szeres) feszültségcsúcsokat is produkálhat, amelyek a sorják meglévő mikrorepedései nélkül is gyors repedésképződést lennének képesek elindítani.

A 14-03-13 jelű széles szalagfűrészlap fogtörepedéses törése (F2-12. ábra) kb. 20 mm-es szakaszon (a) fáradásos repedésterjedéssel haladt a fogszalag felől a hátszalag felé, majd bekövetkezett a – fraktográfiai jellegét tekintve kvázirideg [63] – statikus törés. Az éppen a külső oldalra kinyomódó, durvasorjás köszörülési barázdák mint feszültséggyűjtő helyek egyike vált repedésmaggá (b, c, e). A repedés fáradásos repedésterjedéssel a fogszalag belső élén kezdett növekedni (d).

A HO-05-FA jelű széles szalagfűrészlap (F2-13. ábra) fogtörepedéses törési esetének elemzése alkalmat adott a fáradásos repedésterjedési viszonyok meghatározására a töretfelület vizsgálatával. A képlékeny anyagokra jellemző, a repedéster-

jedési irányra merőleges alakváltozási mikrobarázdák helyett itt repedésekkel határolt mikrobarázdák képződtek; legkisebb mérhető távolságuk 350–360 nm.

Az F2-14. és az F2-15. ábrán szemléltetett, SÁ-08-SD jelű fogtőrepedéses törési esetben a fogtőrepedés a fogszalag egyik köszörülési barázdájában keletkezett (F2-15.a). A törést okozó repedés mellett azonban további mikrorepedések is létrejöttek, hasonlóan az F2-10. ábrán bemutatott esethez (F2-15.a, f–i). Egy adott fogtövet tekintve, abból a mikrorepedésből válhat a többinél gyorsabban növekedő repedés, amelyre nagyobb helyi terhelés hat. Ekkor nagyobb feszültségcsúcs alakul ki a mikrorepedés csúcsánál, de az is repedésterjedésre hajlamosító hatású, ha közelebb esik az adott mikrorepedés a húzott oldalon leginkább igénybevett szelvényhez.

A vizsgált mintán élezési sorja egyáltalán nem volt (a, d), ami az élezés gondosságának fontos jele. Az élezési barázdák finomsága is arra utal, hogy az élezést megfelelő szemcseméretű köszörűkövel végezték. A geometriai nyomait tekintve tehát nagyon gondosnak minősíthető élezés ellenére is fogtőrepedés jött létre a szalagfűrészlapon (c), amely fáradásos törésre vezetett (e). Mechanikai szempontból nyilván azért, mert az üzemi terhelés akkora statikus húzófeszültséggel (lapfeszítés), továbbá a forgás és a vágás miatti hajlításból adódó lüktető terheléssel terhelte a köszörülési barázdákat, hogy azokban a feszültség nagysága meghaladta a fáradásos repedésterjedéshez szükséges értéket.

Az F2-8. ábra kapcsán említettem, hogy a fogtőrepedéses károsodások elemzésére kidolgozott új károsodáselemzési eljárásba a geometriai viszonyok (sorjaképződés) ellenőrzése mellett beépült a töretfelület alatti sík metallográfiai vizsgálata is. Ennek a vizsgálatnak a révén feltárul az alapanyag fogtőrepedéssel közvetlenül szomszédos környezetének szövetszerkezete, amely fontos mikroszerkezeti jellemzőket tesz láthatóvá. Az optikai mikroszkópos vizsgálatot mikrokeménységméréssel kiegészítve további hasznos adatokat nyerünk a repedés-környezet állapotáról. Néhány, így elvégzett károsodáselemzési példát ismertetek a továbbiakban.

### **A SI-04-TE jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése**

Az F2-16. ábrán bemutatott fogtőrepedés (a, b) a 0,82 mm vastagságú szalagfűrészlap sorjás külső oldalán keletkezett (f, g). A fogszalagon, a fogak oldalélét is beleértve, 150 mikrométert is meghaladó főméretű sorja képződött az élezéskor (d, e).

A közvetlenül a repedt szalagfűrészlap töretfelülete alatti síkról készített keresztcsiszolaton (h–k), a fogszalag alatti rétegben látható világos sáv martenzites szerkezetű, vagyis megedződött. A martenzites sáv a köszörűkő kifutási oldalán egyenletes, 8–9  $\mu\text{m}$  vastagságot is elér, keménysége 768 HV0,05 (az alapanyagé 425).

### **A CO-04-CH jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése**

Az F2-17. ábrán bemutatott, törött szalagfűrészlapon (a, b) sorja szegélyezi a fogszalag külső élét a fogtővekben is és a fogakon is (c–j). A sorja kitüremkedésének mértéke akár a lapszélesség 15%-át is eléri (k). A martenzitesre edződött sáv a fogszalag szinte a teljes szélességén jelen van, vastagsága helyenként jóval meghaladja a 10  $\mu\text{m}$ -t, bereped, leválik a laptestről (m–p).

### **Az EN-04-SE jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése**

Az F2-18. ábrán látható fűrészlapon, a külső oldalon keletkeztek a fogtőrepedések (a–d), jelen esetben a különféle módon kiterpesztett fogak közül azoknak a fogtővekben, amelyek előtt a fogcsúcs kifelé van kihajtva. A töretfelület alatti sík szövetszerkezetére jellemző a fogszalagon kialakult vastag, martenzites réteg. A martenzites réteg a fogszalag csaknem teljes szélességén – ez azonos a fűrészlap vastagságával – jelen van, és a rétegvastagság

a fogszalag szélén eléri a 10–15  $\mu\text{m}$ -t (g–l). Ez a kemény réteg akár esetleg eleve repedéseket tartalmazott vagy megrepedt az üzemi terhelés hatására. E mikrorepedések szolgáltak a fáradásos törés kiindulási helyeiként, repedésmagjaiként (e, f).

### A ZE-04-EN jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése

Az F2-19. ábrán szemléltetett fogtőrepedéses tönkremenetelben a fáradásos törés első repedésmagja a fogszalag külső élén keletkezett (a, b). Néhány milliméternyi, a szalagfűrészlap egyik oldalán haladó repedésterjedés után a másik oldalra váltott a repedési front eleje (c, d); ez meglehetősen ritka jelenség a repedésnövekedésben. A repedési front oldalváltásában a repedésvégre ható terhelés változásán kívül annak is szerepe volt, hogy a fogszalag felső rétegében, annak is elsősorban a repedésképződési oldalán vastag martenzites réteg alakult ki (e) az élezés hatására. A repedésterjedés erről az oldalról indult a hátszalag és a fogszalag másik oldala felé, és amint a repedési front a fűrészlap másik oldalán is megjelent, ott a repedésterjedés jóval gyorsabb lett, mint az indulási oldalon; ezt jelzi vissza a repedési front görbületének irányváltása (d).

### Az SA-04-IK jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése

Az F2-20. ábrán bemutatott, 1,20 mm vastag fűrészlapon sok fogtőrepedés keletkezett (a) a fogszalag külső oldalán. Erős túlmelegedésre utaló elszíneződések maradtak a sorják környezetében (b, c, e). E helyeken alakultak ki a fáradásos törés (d) repedésmagjai. A fogszalag csaknem teljes szélétben 80  $\mu\text{m}$  vastag martenzites réteg képződött; ebben keletkeztek a mikrorepedések. A martenzites réteg „kétrétegű”, mivel két, ausztenitesedést okozó hőcikluson is keresztülment az adott zóna. A mért keménységmaximum közel 1100 HV0,1. A keménységcsúcs ilyen nagy értéke az alapanyag Cr-mal és Ni-lel való ötvöztetésének is a következménye.

A helytelen élezési technológia miatt képződő edződési rétegek sorában ilyen vastag beedződött réteg csak kivételesen fordult elő.

#### 2.1.2. Edződési rétegek a fogtőrepedések környezetében

A 2.1.1. szakaszban bemutatott példákban kitűnik, hogy az élezési hibák miatt képződő martenzites réteg meghatározó szerepet játszik a törési folyamatban. Azt, hogy ez a kitüntetett repedésképződési jelenség mennyire változatos és elterjedt, az F2-21–F2-35. ábrán bemutatott példákkal szemléltetem.

#### Az edződési zóna megjelenési formái

A töretfelület alatti sík metallográfiai vizsgálatával tehát feltárható az élezési hőfolyamat létrehozta martenzites réteg, amelynek a vágási irányban való kiterjedése is lényeges. A fogtőben vagy / és a fogakon olykor látható termikus eredetű elszíneződés csak utalás az edződés lehetséges bekövetkeztére; a laptestsík metallográfiai vizsgálata ad pontos választ a kérdésre.

Az F2-36–F2-39. ábra törési eseteinek bemutatásakor a laptestsík metallográfia vizsgálata alapján tanulmányozható az edződési zóna hosszirányú kiterjedése. Ez a zóna általában akkor sem összefüggő, ha a vastagság mentén összefüggő sorja képződik. Az edződési zóna jellemző hosszúsága a fűrészlap hosszirányában mérve 0,1–2,0 mm, tehát a mikroskála legfelső tartományába, de inkább a mezoskála tartományába esik. A példák ezt szemléltetik.

Az F2-37. ábrán, a DO-07-RI jelű fűrészlapon az edződési réteg legnagyobb vastagsága ~22  $\mu\text{m}$  (c). A fogszalagon és a lapsík vele határos zónájában látható kékes elszíneződés helyi túlhevülés következménye. E túlhevülés olyan mértékű volt, hogy martenzites sá-

vok alakultak ki mind a fogtőben, mind a foghátan. E sávok létrejöttéhez a fogszalag érintett sávjának az alapanyag ausztenitesítési hőmérséklete fölé kellett hevülni (700–740°C), majd gyorsan lehűlnie. A martenzites sáv a túlhevülést okozó élezés következménye.

Az F2-38–F2-39. ábrán szemléltetett károsodási esetekben, a fogtőrepedési zónában a fogszalagnak szinte a teljes hossza mentén (ami azonos a lapvastagsággal) létrejött a martenzites réteg. A lapsíkkal párhuzamos csiszolaton vizsgálva, a martenzitesre edződött réteg a fogszalagon keresztben is csaknem összefüggő sávokban jelentkezik, és az erősen változó vastagsága helyenként a 20 µm-t is elérheti.

Az F2-40–F2-54. ábrán olyan fogtőrepedési káreseteket mutatok be, amelyeknél az élezési folyamatban képződött martenzites edződési rétegnek meghatározó szerepe volt a fogtőrepedés kialakulásában. A repedésképződési hely a fogszalag külső oldala.

### **Keretfűrészlapok fogtőrepedése**

A GA-04-ER jelű fűrészlap fogtőrepedéses törése (F2-55. ábra) az előbbieken bemutatott példákhoz teljesen hasonló módon és okokból ment végbe, azzal a különbséggel, hogy ebben az esetben nem szalagfűrészlapról van szó, hanem keretfűrészlapról (a keretfűrész gyakorta használt neve: gatter), amely vágás közben, egy keretben megfeszítve, fel-le irányú mozgással végzi a rönkhasító fűrészélést.

## **2.2. A szalagfűrészlapok hegesztett kötéseinek károsodásai**

A hegesztett kötések károsodása sajátos összefüggésrendszerben helyezkedik el: a vékony lemez hegesztett szerkezet igénybevételei, az alapanyag, a hegesztőanyag, a hegesztési eljárás teljes hegeszthetőségi rendszerét érinti. A védőgázos ívhegesztési, továbbá a lézersugaras kötő- és felrakóhegesztési technológiák fejlesztésében elért kutatási eredményeimet az értekezésben külön nem ismertetem, de szükség szerint hivatkozom és építek rájuk.

### **A varratfém homogenitásának hatása a vágási viselkedésre**

Elsőként nem káresetet, hanem egy reklamációra végzett vizsgálatot ismertetek: a felhasználó „rossznak” minősítette több „jó” mellett az F2-56. ábrán látható szer számot (a, b).

A varrat leolvasztó ellenállás-tompahegesztéssel készült. A vizsgálatok számos varrathibát tártak fel: mikro- és mezoüregek, -pórusok (c–g), összeolvadási hibák, oxidzárványok, martenzitdús, hidrogénes elridegedés sújtotta szövetszerkezet (h, i). Az is hozzájárult a fűrészlap eltérő viselkedéséhez, hogy a varratszélesség erősen változott a hossz mentén (c), valamint hogy jóval nagyobb a keménységeltérés a varrat hossza mentén, továbbá a varratfém és az alapanyag között a „rossz” fűrészlapon (c), mint a jónak minősített szerszámnál (itt a keménysége 345–365 HV0,5).

### **A QU-00-US jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A széles, stellitlapkás fűrészlap végtelenítésére szolgáló hegesztett kötésben alakult ki a törés (F2-57. ábra, a–d). A repedésvégződés közelébe készített furatok (a) segítségével elszakított darabokon (d) feltárult a fáradásos repedésterjedési front végződésének karéja (e) és a töretfelület fáradásos repedésterjedési mikrobarázdái (f, g, h). A törési folyamat kezdetét jelentő repedés az erősen sorjás fogszalagon ott képződött, ahol az eredeti vastagság 1,00 mm-ről 0,82 mm-re csökkent a varratdudor lecsiszolása miatt, és a durva élezési sorják tövében nagy feszültségkoncentráció alakult ki.

A repedés terjedését a fűrészlap előfeszítéséből adódó feszültségre mint statikus közép feszültségre szuperponálódó, főként a hajtókerekre való ráhajlásból és részben a vágási terhelésekből adódó feszültséglengés okozta.

#### **A 14-03-09 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A 14-03-09 jelű fűrészlap fáradásos törése a javítóhegesztési varratban keletkezett (F2-58. ábra, a, b). A repedés a hegesztett kötésben, az összeolvadási határon képződött, és a repedésterjedés is főleg ebben a zónában ment végbe. A repedésmag (b–d) körül egyre nagyobb ívben húzódó repedésterjedési és repedésmegállási vonalak erős elszíneződése korróziós eredetű. A töretfelület jelentős részén a ridegtörés nyomait – a fraktográfiai meghatározás szerint ún. rozettás, hasadásos töretet [62] – lehetett azonosítani (f). A durvaszemcsés zóna keménysége az előmelegítés és utóhőkezelés elégtelensége miatt a kívánatosnál nagyobb maradt (493 HV<sub>0,1</sub>), mint az alapanyagé (e). A hőhatásövezet keménységcsúcsa ezt az értéket optimális esetben nem haladhatná meg ilyen mértékben (közel 20%). A törési folyamatban újabb repedésmagok keletkeztek vagy / és váltak aktívvá a varratfém középvonalában, a hegesztési melegrepedés jellegű összeolvadási hibákon (g).

#### **A 01-03-13 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A 01-03-13 jelű fűrészlap (F2-59. ábra) törése a hátszalagon kezdődött. A repedésképződési hely a varratfém–hőhatásövezet határfelületre esik. A varratfém is megrepedt a letört kifutólemez és a végkráter közelében kialakult, melegrepedés jellegű kötéshibánál. A fáradásos repedésterjedés a durvaszemcsés övezetbe fordulván erősen rideg jellegűre változott.

#### **A 14-03-15 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A 14-03-15 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törését több repedésmagból kiinduló fáradásos repedésterjedési szakasz vezette be (F2-60 ábra, a, b, c), amely a lapszélesség kb. 40%-áig haladt. A fáradásos szakasz töretfelületén a sötétre színeződött foltok (c) varrathibák: összeolvadási hibák, melegrepedések (d, e, f). Ezek a varrathibák a varratfém középső zónájába esnek, és a fárasztóterhelés hatására gyorsan kialakulhat belőlük az a repedés, amely fáradásos vagy ridegtörésre vezet attól függően, hogy lokálisan milyen az anyag szívóssága (g). A jelen esetben nem csak ezek a varrathibák játszottak közre a repedésterjedésben, hanem a varratban (g) és hőhatásövezetben (h, i) keletkezett martenzit is. A törés oka nyilvánvalóan a varrathibákban és a hibás hegesztéstechnológiában jelölhető meg: az előmelegítés és / vagy az utóhőkezelés nem volt megfelelő, s emiatt a hőhatásövezetben és a varratfémekben törésre igen hajlamos martenzit keletkezett és maradt megeresztenetlenül. A durvaszemcsés zónában terjedő repedés az elsődleges ausztenit szemcsehatárait követi. A c-3 zóna jellegzetes szövetszerkezetében (i) a martenzit (világos) fázis keménysége 846 HV<sub>0,1</sub>. A kilágyult zóna (j) keménysége 360 HV<sub>0,1</sub>. A hegesztett kötés eme nagy keménységingadozása miatt a legerősebb inhomogenitási hely a szalagfűrészlap teljes hosszán.

#### **A BU-03-ÁK jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A BU-03-ÁK jelű fűrészlapon (vastagsága 1,25 mm) a hegesztett kötés törött el. A fáradásos repedésterjedési szakaszban kialakult repedéssel párhuzamosan, a lapszélességnek a fogszalaghoz közeli harmadán, kirajzolódik a hegesztett kötés kétoldali hőhatásövezetének kilágyulási zónája (F2-61 ábra, a, b). Ebben a zónában az anyag képlékenyen deformálódott a fáradásos repedés terjedésével egyidejűleg.



A repedés a befutólemez illesztési helyén képződött hegesztési salakzárványból indult ki. Salakzárványok (c, d, f) és azokkal kombinálódott hegesztési melegrepedések a varrathossz mentén, számos további helyen keletkeztek. A varratfém szívósságát tovább rontotta a nagymértékű gázporozítás (e, g, h), amely a hegesztéskor főként a gyökoldal felől bejutott levegő következménye, mivel a hegesztés során nem alkalmaztak gyökoldali gázvédelmet. A gázporozítási veszélyt a huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztés gázvédelmi elégtelensége is fokozta. A gázporozítási eredetű, oxidálódott falú mikroüregek és a salakzárványok mérete gyakran eléri a 10  $\mu\text{m}$ -t (e). A mikrokeménységmérés szerint nincs beedződés sem a varratban, sem a hőhatásövezetben, bár a keménységcsúcs itt mérhető; és ez kissé nagyobb a kívánatosnál, amelyet az alapanyag keménységének 110%-ában tartok indokoltnak.

#### **A LI-04-ÁN jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A LI-04-ÁN jelű, keskeny fűrészlap (F2-62. ábra, a, b) ellenállás tompahegesztett kötésének (c) törése a laptest közepéről indult ki (c, d, e). A fáradásos repedés a varratban, a hátszalagon és a fogszalagon is újabb repedésmagok aktiválódásával növekedett. A varratban gázporozítás (f–h) salakzárványosság (d, e, g–i) és összeolvadási hibák (e, j, k) alakultak ki. A mikroüregek falát borító gömbölyded anyagdarabok (j, k) a megolvadt acél oxidálódott, finom olvadékcseppjei. E helyeken a lehűléskor melegrepedés (h, i) fejlődött ki, és ezek váltak a fáradásos törés repedésmagjaivá. A mikroüregek a hegesztési sorja tökéletlen kinyomódása miatt alakultak ki, és a sorja csiszoláskor (a, b) a varratban maradvá repedésmagokká váltak.

Helyenként rozettás, hasadásos ridegtörés (F2-63. ábra, j, k, l) nyomai mutatkoznak: kialakulásuk a varratban és a hőhatásövezetben a hegesztés lehűlési szakaszában képződött martenzitre vezethető vissza. A vizsgálatot megelőzte egy üzemszünetben pótlólag elvégzett megeresztés: ennek eredménye megmutatkozik a keménységben és a szövetszerkezetben, de mivel a varrat az üzembe helyezés előtt megeresztetlen martenzitet, salakzárvány jellegű folytonossági hiányt, melegrepedést, hidegrepedést tartalmazott, ezért a martenzit eltüntetése az utólagos megeresztéssel nem segíthetett rajta, csak rövidtávon. A fűrészlap a varrathibák sokaságának következtében törött el.

#### **A CO-04-CH3 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A CO-04-CH3 jelű keskeny fűrészlap (F2-64. ábra, a, b) hegesztési varrata számos mikrorepedést tartalmaz, amelyek között találni a vágási irányra merőleges (f–j) és azzal párhuzamos (k–n) repedéseket is. A merőleges, vagyis a varrat hossztengelelyével párhuzamos, repedéseket a szalagfűrészlap forgása okozta ciklikus hajlítás hozta létre. A vágási iránnyal párhuzamos, vagyis a varrat hossztengelelyére merőleges, repedéseket a fűrészlapnak a hajtókerék íves felületére való ráfeszüléskor fellépő, a laptest ívelt hajlítását okozó kényszer nyitotta fel a felülethez közeli varrathibákban.

A fűrészlap törése azonban nem ezekre, hanem közönséges, a fogszalagból kiinduló, fáradásos fogtőrepedésre (c, d) vezethető vissza. A kilágyulási zóna képlékeny alakváltozása (a, b) és a mikrorepedések is arra utalnak, hogy a szerszám legkisebb szilárdságú részeire, a hegesztési varratra és a fogtőre, olyan üzemi terhelés hatott, amely a varratfém repedéseit és a fogtőrepedést egyaránt létrehozta. A fogtőrepedés a vágás közbeni járulékos, csak rá ható terhelésből adódóan a többi repedésnél jóval gyorsabban növekedve a fűrészlap törését okozta.



### A KA-04-AI jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése

A KA-04-AI jelű, duzzasztott fogú, széles szalagfűrészlap törése egy fogtőből indulva, íves vonal mentén haladt mintegy 12 mm-t (F2-65. ábra, a), majd statikus kvázirideg töréssel eltörött. A fogtőben képződő repedés csak kb. 2 mm-t növekedett fokozatos repedésterjedéssel (b), ezt követően érte el azt a zónát, amelyben a töretfelületét szinte teljes egészében feketésbarna oxidréteg borítja (F2-66. ábra, b). A visszaszórtelektron-kép (d) arról tanúskodik, hogy egyenletes oxidréteg borítja a felületet, amelyen szabadon megszilárdult és ellapult olvadékcseppek (b) is látszanak. A szóban forgó felület egy hegesztési melegrepedés töretfelülete, amelyre az optikai mikroszkópi képen üvegesen csillogó, nemfémes zárvány is tapad (b, c).

Az EDS-analízis eredménye szerinti (40 at% O, 29% Si, 26% Mn, továbbá Fe, Al, Ca) bevonatos hegesztőelektróda vagy porbeles huzal salakzárványáról van szó (c, d). A töretfelületet borító, közel szabályos gömb alakú pórusok, gázzárványok a hegesztési ömledékben alakultak ki (e–i). A töretfelület egyes szakaszain, ahol a melegrepedés nem szakította meg a folytonosságot, a ridegtörés jellegzetes, rozettás (h) vagy az elsődleges ausztenit szemcsehatárait követő (i) töretképe mutatkozik. Ez a törési kép a martenzites szerkezet jelenlétére utal. A törött minta anyagának kémiai összetétele optikai emissziós spektrométerrel és nedves kémiai elemzéssel (a széntartalom és a kéntartalom) meghatározva a 3. táblázatban látható:

C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Al
0,78%	0,26%	0,41%	0,001%	0,16%	1,90%	0,02%

3. táblázat – A KA-04-AI szalagfűrészlap anyagának kémiai összetétele (tömeg%)

### A RU-04-OS jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése

A RU-04-OS jelű keskeny szalagfűrészlap (F2-67. ábra) hegesztett kötésének törése rövid vágási ciklusidő után következett be. A repedés a fogszalagon keletkezett. A repedésterjedés – leszámítva a rövid vágási időtartamra eső repedésterjedést – nem fáradásos jellegű volt, hanem statikus ridegtörés. A hegesztett kötés törését a varrat és a hőhatásövezet nagy martenzittartalma idézte elő: a varrat tengelyére és a törési vonalra merőlegesen különböző helyeken mért keménységeloszlások maximumai 800 HV<sub>0,2</sub> feletti értékekre adódtak. A varrat csaknem teljesen martenzites szövetszerkezete és az ennek megfelelő keménység arra utal, hogy az ellenállás-tompahegesztést követő megeresztő utóhőkezelés teljesen elmaradt.

### A LA-04-ÁR3 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése

A LA-04-ÁR3 jelű keskeny szalagfűrészlap leolvasztó ellenállás-tompahegesztéssel készített hegesztett kötésének törése (F2-68. ábra, a) a jellemzően 3–4 órás vágási ciklus negyedénél következett be. A töretfelület számos szakaszán összeolvadási hibákat, a hegesztési sorjából származó salakzárványokat, porozitációs zónákat és melegrepedéseket lehetett azonosítani (b–g).

A töretfelülettel párhuzamos, ahhoz közeli sík metallográfiai csiszolatán végzett optikai mikroszkópos metallográfiai vizsgálat és a töretfelület pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálata feltárta az erősen eldurvult elsődleges ausztenitszemcsék határait (h), továbbá a fűrészlap vastagságának összesen közel a felét érintő, az ellenállás-tompahegesztési folyamatban kialakult jellegzetes hegesztési varrathibákat (h–l).

A törés fáradásos repedésterjedése nemcsak több repedésmagból, hanem helyenként mindkét oldalról egyaránt zajlott a nagyszámú és külön-külön is súlyos varrathiba miatt.

### A LA-05-D1 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése

A LA-05-D1 jelű, keskeny szalagfűrészlap törése a többször is javítani próbált hegesztett kötésben következett be (F2-69. ábra, a). A gyártónál leolvasztó ellenál-lás-tompahegesztéssel végtelenített fűrészlap utólag ívhegesztéssel javított hegesztett kötése hemzseg a hegesztési varrathibáktól: zárványok (b, f), fröcskölési nyomok (a), ráfolyásos hidegkötési helyek (a), összeolvadási hibák (f), melegrepedések (f), gázporozitás (d-e), „tömlőzárványként” ismert mezoüreg méretű gázpórus (h) a bevont elektródás kézi ívhegesztés javítóhegesztési technológia hiányosságaira utal. A felület szennyezettsége diffúzióképes hidrogént visz be a varratba. A törés a varrathibákból kiinduló fáradásos repedésterjedés következménye (g). A szövetszerkezet ugyanakkor helyes termikus kezeléssel árulkodik: a varratfém keménysége 260–287 HV1, ez a kis C-tartalmú hegesztőanyag miatt ilyen kicsi, a hőhatásövezeti keménységcsúcs csak 413 HV1; az alapanyag: 442 HV1.

### A LA-05-D2 és LA-05-D3 jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése

A LA-05-D2 és a LA-05-D3 jelű, keskeny szalagfűrészlapok törésében közös elem az, hogy az eredeti hegesztett kötésnek a hátszalag felőli repedését javították rajtuk bevont elektródás kézi ívhegesztéssel (F2-70. ábra). A javítás ellenére mindkét fűrészlap vágásra alkalmatlannak bizonyult a rövid próbajáratás során, s ezért a javítást is végző üzemeltető levette a gépről a fűrészlapokat, és átadta vizsgálatra. Ennek folytán a javítóhegesztési varratokat nem egy üzemi viszonyok között bekövetkező törés után volt mód megvizsgálni, hanem hegesztéssel javított állapotukban.

A vizuális vizsgálat is számos varrathiba észlelését megengedi: felületre kifutó salakzárványok, összeolvadási hibák, hidegkötéses ráfolyások, szélbeégés képződött és maradt a varratdudor durva lecsiszolása után is (a, b). A fűrészlap lapsíkjának metallográfiai csiszolása, polírozása és maratása feltárta az addig részben rejtett mezoszerkezeti hibákat – felületi mezoüregek, salakzárványok, melegrepedések – és a szövetszerkezeti inhomogenitásokat: a beedződési és az ívgyújtási helyeket (b, f) és az erőteljes porozitást (c). A lágy hegesztőanyag miatt a varrat keménységcsúcsa 340 HV0,5 (F2-71. ábra, i), a hőhatásövezeté viszont 778 HV0,5 (j). E szerint nem végezték el a hegesztést követő utólagos hőkezelést.

### A TÁ-05-ÁG jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése

A TÁ-05-ÁG jelű széles fűrészlap (F2-72. ábra, a) végtelenítése huzalelektródás, védőgázos ívhegesztéssel történt. A varratban a teljes lapvastagságot átérő összeolvadási hiányok, melegrepedések, salakzárványok (d–f) alakultak ki. Ezek váltak repedésmagokká a fáradásos töréshez. A melegrepedések körül a törés fraktográfiai jellege: rozettás ridegtörés [62] (F2-73. ábra, g, h, l), vegyes törés (h, l), az oszloposan dermedt tartományon (c, f) kvázirideg [63, 64, 65, 66] (f–g). A fő töretfelületre merőleges repedések, hasadások is keletkeztek (l). Az összeolvadási és melegrepedés hibák dendritjei (n–p) a varratfém viszonylag lassú dermedése miatt keletkeztek.

### A HO-05-RY jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése

A HO-05-RY jelű széles szalagfűrészlap a hegesztett kötés mentén keresztben törött el (F2-74. ábra, a). A repedés a varrat közepén keletkezett (a, b) a felületre kifutó mezoüregpáron (b, f). Az üregeket összenyitó mikrorepedés repesztette át a teljes lapvastagságot a fáradásos terjedési szakaszban (f), a végső törés statikus kvázirideg töréssel ment végbe. A szóban forgó üregek (c–h) a méretük miatt – a nagy 650 µm mély és 430 µm átmérőjű – nem felelnek meg a mikroszerkezetet átfő-

gó mikroskálá klasszikus határainak (100 nm-től 100  $\mu\text{m}$ -ig), ezért nevezem őket mezoüregnek, amelyek eredetüket tekintve tömlőzárvány jellegű gázpórusok.

A hegfürdőbe a gyökoldalról az előmelegített réz gyöktámasz zárt hornyából nagymennyiségű gáz – jelen esetben főként levegő – keveredik. A dermedéskor kigázósodni nem tudó oldott gázok az ömledékben általános gázporozitást okozó mikropórusokat képeznek. Helyenként nagy buborékok záródnak az ömledék gyökoldali határfelülete és a gyöktámasz közé. Ezek a nagyobb, a mezoskálán mérhető térfogatú buborékok is igyekeznek felfelé felúszni – az üregek jelenlegi feneke irányába – az ömledékben, de ha nem tudnak a megdermedő ömledékből távozni, akkor hosszú mezoüreg képződik belőlük. A jelenség nem az oldott hidrogén molekulárisvá válása okozta pelyhesedéssel rokon, hanem a túl nagy hidrogéntartalmú védőgáz okozta alagútporozitással (az ISO 6520-1-ben „elongated cavity”). A varratdudor lecsiszolása mindkét oldalon számos mezoüreget tárt fel (c–e), amelyekből repedés is indul (c, d).

### **A KA-07-FA jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A KA-07-FA jelű széles szalagfűrészlapok üzem közben észlelt repedéseit (F2-75. ábra) huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztéssel javítottak, helyes előmelegítést és utóhőkezelést alkalmazva, de a fűrészlapok üzemi viselkedése kedvezőtlen volt.

Az egyenetlen lapfutás miatt a fűrészlapokat kiselejtezték. A kedvezőtlen vágási viselkedésért a varratgeometria és a varrathibák együttese a felelős. A hátszalaghoz közeli javítóvarratok (a/1, a/3, b, d) – főleg, ha a varratszélesség nagy, egyenetlen – inhomogén feszültségeloszlást okoznak a lapszélesség mentén. Ez kedvezőtlenül hat az egyenletes lapfutásra. Az egyenetlen varratszélesség, a korona- és a gyökoldal eltérése (b–d, F2-76. ábra, g) hasonló hatású. A keresztcsiszolaton feltárt gázporozitás (f) az összeolvadási vonal mentén fokozott. Az ömledék e leggyorsabban dermedő része a repedésterjedés számára kitüntetett helyé válik a lecsökkent szívóssága miatt. További feszültséggyűjtő helyek a szegélyhibák (b, f), az üregek (b) amelyek ugyancsak rontják a fűrészlap egyenletes sajátfeszültség-szerkezetét, a mezo- és makroskálán értelmezhető.

### **A TA-07-PÓ jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A TA-07-PÓ jelű keskeny fűrészlap leolvasztó tompahegesztéssel készült varratának főleg melegrepedéses varrathibái (F2-77. ábra, b-d) szolgáltak a fáradásos törés repedésmagjaként. A repedésterjedés is részben kvázirideg jellegű volt, majd a végső törés is kvázirideg jelleggel ment végbe.

### **A TÓ-09-LT jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A TÓ-09-LT jelű keskeny szalagfűrészlapok végtelenítésére leolvasztó tompahegesztést alkalmaztak. Rövid üzemidő után törött el (F2-78. ábra, a, b) 5 db szerszám is. A törési folyamatban a repedésképződés, a fáradásos repedésterjedés és a statikus kvázirideg törés nagy része is a hegesztett kötésben ment végbe. Repedésképződési helyként a hegesztési varrathibák, nevezetesen a melegrepedési zónák (d, e) és az összeolvadási hibák (pl. mikroüregek a c) képen) szolgáltak, amelyek felületét helyenként zárvánnyá vastagodó salakhártya burkolta.

Mindezek feszültséggyűjtő hatása miatt erősen lecsökkent a varrat szilárdsága is, de főként a fárasztó igénybevétellel szembeni ellenállást biztosító szívósság, repedésterjedéssel szembeni ellenállás. A hegesztési varrat szövetszerkezete nagy részarányban martenzitet tartalmaz a repedésterjedési zónában (d, e).

A repedésképződés a varrat több pontján is végbement, a mikropredések több magból is terjedve összefüggő repedési frontot alkottak. A repedésmagok jellemzően

melegrepedés jellegű mikrorepedések, mikroüregek, amelyek felületét a hegesztés leolvasztási szakaszában képződő vas-oxid salakhártyája borítja, amely nem nyomódott ki a sorjába a zömítési szakaszban. A leolvasztáskor keletkező vas-oxidból és az alapanyag saját szulfidzárányaiból származó fázisok vassal alkotott eutektikumai a kis olvadáspontjuk miatt folyadékfázisokat képeztek a varrat kristályosodásakor kialakuló elsődleges ausztenit szemcsehatárain.

A zsugorodás hatására a szemcsék elváltak egymástól, összeolvadási hiányokat, üregeket, mikrorepedéseket képezve, amelyek feszültséggyűjtő hatása jelentős helyi feszültségcsúcsokat hoz létre, erőteljesen megnöveli a kifáradásra való érzékenységet.

### **A GY-2010-CK jelű fűrészlap hegesztett kötésének törése**

A GY-2010-CK jelű keskeny szalagfűrészlap (F2-79–F2-80. ábra) a hegesztett kötésben törött el (a, b kép) üzemeltetés közben. A nagy sebességgel haladó szerzőmvegek a törést követő ütközésekben helyenként erősen deformálódtak.

A törési folyamatot elindító repedések a varratban található, nagyszámú varrathibán fejlődtek ki. A repedésterjedést a varrathibákon kialakult mikrorepedések méretének fokozatos növekedését biztosító üzemi terhelés okozta. Ez a fáradásos repedésterjedési szakasz a vastagság fokozatos csökkenését és helyenkénti átrepesztését eredményezte, majd amikor a terjedő repedésláncolat instabillá vált, a maradék anyag kvázirideg töréssel törött el a vastagság még ép zónáiban és a fogszalaghoz közeli néhány mm-es szakaszon.

A teljes töretfelületen (e) és annak részletein (f–h) a repedésmagok főként a szalagfűrészlap egyik oldalán alakultak ki, de a fokozatos repedésterjedési szakaszban a másik oldalon is több repedésmag aktiválódott (f–h). A hegesztési varrat tengelyében a mikroszerkezet fémes folytonosságát megszakító salakzárványok (f, h, k–t) és melegrepedés jellegű kötéshibák (l, n, q képek) a repedésképződésnek is és a fokozatos repedésterjedésnek is fontos elősegítői voltak.

A salakzárványok és a melegrepedések az ellenállás-tompahegesztéssel készített hegesztési varrat jellegzetes hibái, amelyek a sorjának a nem megfelelő mértékű kinyomódására vezethetők vissza. A sorjabeszorulást általában vagy a leolvasztási ciklus helytelen időtartama, vagy/és a zömítési szakaszban nem megfelelő elmozdulás okozza. A salak maga elsősorban vas-oxid, de a salakban jelen van az acél ötvözői között található mangán és szilícium, továbbá a szennyezők közül a kén.

A sorja lecsiszolása része a gyártási folyamatnak. Ennek nyomán nem csak éles bemetszések jöttek létre a laptest mindkét oldalán (a, b) és a hátszalagon (i, j), hanem a csiszolás okozta hőfolyamatban a szövetszerkezet részben martenzitessé vált (q, r, t).

## **2.3. A szalagfűrészlapok atipikus töréses károsodásai**

A 2.1.1. szakasz elején jeleztem és példákon keresztül bemutattam, hogy a faipari szalagfűrészlapok töréses tönkremeneteli módjai között a leggyakoribb tönkremeneteli típus az élezési hibára visszavezethető fogtőrepedés, majd a hegesztett kötések és a fogak károsodásai következnek a gyakorisági sorrendben. Ugyanakkor az elemzett káresetek között további olyanok is előfordultak, amelyeket azokba a kategóriákba nem lehet beilleszteni, ezért ezeket *atipikus töréses károsodásoknak* nevezem, és példákon keresztül mutatom be sajátosságaikat.

Az F2-81. és F2-82. ábrán szemléltetett, 14-04-06 jelű törési esetben a repedés nem a fogszalagon és nem is a hátszalagon kezdődött, hanem a lapfelület egy felüle-

ti gödröcskéjében. Ebből növekedett fokozatosan tovaterjedve, és vezetett a fűrészlap végső törésére.

A törés környezetében, a laptesten kb. 200 mm-es szakaszon felületi sérülés mutatkozott. Ennek a zónának a vizsgálata hozta felszínre azokat a felületi szerkezetváltozásokat, amelyeket a vágás közben a fakéreg szennyezettsége miatt esetenként fellépő abrazív kopás vagy pedig szándékos csiszolás okozott.

A felületi gödröcskékbe beszorult szemcsék energiadisziperzív vegyelemzése nagy oxigén-, alumínium-, szilícium- és szénttartalmat mutatott ki. Ez az összetétel arra utal, hogy a vizsgált szemcsék legnagyobbbrészt Al-oxid és Si-karbid (esetleg Si-oxid) fázisokat tartalmaznak, amelyek a legtöbb csiszolóanyag fő összetevői.

Mivel az átvizsgált szakasz környezetében nem volt hegesztett kötés, az a lehetőség is fennáll, hogy a kerámiaszemcsék még a nemesített acélszalag gyártásakor, a végső csiszolási műveletben ágyazódtak be az acélszalagba.

A HO-03-NY jelű fűrészlap fogszalagján repedések keletkeztek, de az elemzés a repedések kialakulását egyedi mechanikai sérülésekre vezette vissza (F2-83. ábra).

Az ÖK-04-L3 szalagfűrészlapon, a fogtörépedés képződési helyén az élezési sorjától eltérő jellegű, mindkét oldalra jelentős méretű kitüremkedést okozó elváltozás volt észlelhető, amelyet még az élezést megelőzően mechanikai ütközés okozott (F2-84. ábra). A repedés e feszültségkoncentráló sérülés tövében képződött.

Az LA-04-R1 jelű káresetben a fűrészlap a teljes törési zóna környezetében erősen meghajlott (F2-85. ábra). A töretfelület nagy része szívós, a hajlítás domború oldalán egy sávban, rideg, hasadásos. A hátszalag síkjában készített metallográfiai hosszcsiszolat, főleg a fűrészlap külső oldalán, vastag edződési sávot tárt fel, amely mély berepedéseket tartalmaz. A c) ábrán látható berepedések létrejöttének oka az, hogy a martenzites zóna nem bírta elviselni a rá ható hajlítófeszültséget, és alakváltozásra szinte képtelen lévén elrepedt. Az igen valószínű, hogy a berepedések nagymértékű kinyílását okozó jelentős meggörbülés csak a végső törést közvetlenül megelőzően történt. A repedések kialakulása és a teljes törést megelőző terjedése fáradásos jellegű. A martenzites sáv eredetére nézve csak a felület csiszolása vagy tartós súrlódásos koptatóhatás jöhet szóba kiváltó tényezőként.

A DE-05-ÁK jelű káresetben a szalag hosszirányára merőleges (keresztirányú) repedések alakultak ki a laptest középső részén látható, sötétre színeződött kopási sávban, amelynek szélessége kb. 15 mm (F2-86. ábra). A fáradásos törés repedésképződési helye a töretfelület közepére esik (b). Itt anyagszerkezeti inhomogenitás nem látható (c), de a felület közelében a keménység 470 HV<sub>0,1</sub> értékre növekedik az alapanyag 430–440 HV<sub>0,1</sub> értékéhez képest (c), és mikroskálás méretű kopási gödröcskék képződtek. Optikai mikroszkóppal észlelhető edződési sáv nem alakult ki.

Ahol a repedések elég távol voltak egymástól, a köztük lévő szakaszokból 6 mm széles és 80 mm hosszú darabokat vágtam ki termoelektromos erő mérése céljára: összesen hat próbatestet a repedéseket tartalmazó sávból, és 2–2 darabot a hátszalaghoz, illetve a fogszalaghoz közeli zónából. A mérések szerint (d) a repedéseket tartalmazó sávból kivágott próbatesteknél kisebb a termoelektromos erő ( $S$ ). A csökkenés ténye arra utal, hogy a végbement mikroszerkezeti változás nem öregedés jellegű diffúziós fázisátalakulási, hanem a kopásos képlékeny alakváltozási eredetű (a hazai TRIP-acél-fejlesztőmunka során 8% mérnöki nyúlás után mértem azonos mértékű termoelektromos erő-csökkenést [67]). A laptest közepén kialakult keresztirányú repedések keletkezését tehát üzemtani hatás – a lapvezető görgőkön kopást okozó rendellenes görbülés – idézte elő, amely felületi alakváltozást és bemaródásos kopást okozott.



A FE-05-ES jelű káresetben a repedések a laptest középső részén, a vágási irányra merőlegesen keletkeztek a külső oldalon (F2-87. ábra, a). A törés repedésképződési helyeként a laptest finom felületi gödröcskéi, bemarkódásai szolgáltak. A fűrészlap felületét az acélszalag gyártásának végső fázisában nem csiszolták, és más egyéb csiszolás nyoma sem volt jelen a felületen. Ezért a felületi bemarkódások eredete (miként a huzaloknál is ismert [68]) az acélszalaggyártás valamely fázisához kapcsolható, pl. megleghengerlés, hőkezelések (lágýtás, nemesítés), pácolás.

A ST-08-CK jelű fűrészlap külső oldalán széles kopási sáv keletkezett (F2-88. ábra, a) a lapvezetővel való súrlódásos érintkezés miatt; bizonyosan a lapvezető görgő és a lap között csúszás is volt, nem tiszta gördülés. Emiatt mintegy 3–4 mikrométer vastagságú rétegében martenzites átalakuláson ment keresztül a fűrészlap anyaga (g). A martenzites rétegben mikropedések sokasága jött létre, és terjedt fázisadós repedésterjedéssel (b–f).

A RA-08-ER jelű fűrészlapon a laptest közepén képződött repedés feltárásához a lemezollóval vágott élen a vágási vonalra merőleges repedések keletkeztek (F2-89. ábra, a, b). A vágott éllel párhuzamos sík (hosszcsiszolat) szövetszerkezetét egy vékony edződési sáv, az alatt pedig az alapanyagból (391 HV0,05) is lágyabb (362 HV0,05) réteg jellemzi. Lágyulás ott következett be, ahol a fűrészlap anyaga tartósan a megeresztési hőmérséklet tartományába ( $T = 200\text{--}600^\circ\text{C}$ ) hevült, edződés pedig ott, ahol a felületi réteg részlegesen ausztenitesedett, majd gyorsan hűlt.

## 2.4. A szalagfűrészlapok fogtöréses károsodásai

### 2.4.1. A közönséges fogkopások jellegzetes formái a három fogtípusnál

A szalagfűrészlapok törési károsodásai között sajátos csoportot képeznek a fogak mikroszerkezeti elváltozásaihoz kapcsolódó károsodási esetek, amelyek változatosságát néhány példán keresztül mutatom be; továbbra is annak hangsúlyozásával, hogy a fogak vágóéleinek és felületeinek kopásos állapotromlási folyamatait nem sorolom a klasszikus, mikroszerkezet-befolyásolta károsodások közé. Ám a fogfelületek mezoszerkezete bizonyosan jelentős hatással bír a fogtörések kialakulására. A fogkopás főként tribológiai és forgácsolásméleti vonatkozású folyamat lévén, az értekezésemben ezt a kérdéskört nem kívánom elemezni, de a többi károsodással való szoros kapcsolata miatt két jellemző példával szemléltetem a fogkopás lényegét.

A HO-06-IX jelű káresetben a stellitlapkás fűrészlapok töréseit klasszikus fogtörés idézte elő (F2-90. ábra). A repedések a fogszalagnak a hajlítás miatt húzásra erősebben igénybevett külső élén keletkeztek, viszont martenzites edződési réteg csak elvétve mutatkozott mind a fogszalag kereszt-, mind pedig hosszanti csiszolatán. A töretfelület fáradási barázdái és fáradásos repedésterjedési pályák azonban szokatlanul sok irányváltást mutatnak. E két körülmény arra utal, hogy a repedés növekedését nem egyszerűen a fűrészgép kerekeire való ráhajlás okozta húzófeszültség-növekmény idézte elő, hanem a repedéssel szomszédos fogtestek vágás közbeni kihajlása is hozzájárult. Az összes vizsgált fognál erős fogcsúcskopás és egyéb sérülések alakultak ki. Az itt most nem taglalt fogtörések képződésében a stellitlapkák fokozott kopása akár a kiváltó ok is lehetett, mivel a vágóélek környezetében az ilyen mértékű kopás megnöveli a fog és a fogtő terhelését, s ez a megnövekedett terhelés repedésképződésre és -terjedésre hajlamosító tényező.

A keskeny fűrészlapokon a *fogterpesztés* biztosítja a vágási rést. A SE-07-A1 jelű fűrészlapon vastag martenzites rétegekből eredő fogtörések keletkeztek; az F2-91. ábra azt a vélelmet erősíti, hogy a fogak és a fogtő állapota között bizony nagy a hasonlóság.

A LI-04-ER jelű stellitlapkás fűrészlap (F2-92. ábra) váratlanul teljes törést szenvedett. A töretfelület és az erőteljes törési alakváltozások elemzése azt mutatta, hogy fáradásos repedésterjedésnek nincs nyoma a töretfelületen, s a fogszalag törését nagy kontrakció előzte meg. A vizsgálat kiterjedt mindkét fogra: a behegesztett lapkák, különösen a „hátsó” jelentős sérüléseket szenvedtek. Mindebből az következett, hogy a törést okozó terhelés egyszeri, dinamikus, ütésszerű hatás, egy nagy keménységű fémtárggyal való ütközés volt.

A TO-09-98 jelű fűrészlap (F2-93. ábra) *duzzasztással* kialakított fogai felületén számos sérülés látható (b–g), amelyek rontják a vágási feltételeket, hozzájárulnak a fűrészlap egészének fokozottabb igénybevételéhez és ezáltal a fogtőrepedések képződéséhez. Az egyik fog teljesen kitörött, noha annak fogtővében nem alakult ki a sajátos, előrefelé terjedő fogtőrepedés, és ennek kezdeménye sem figyelhető meg. A fog törését oldalirányú ciklikus hajlítás okozta (h–k). A kitört fog hiányában csak feltételezni lehetett volna az okokat.

#### 2.4.2. Lapkatöréses fogkárosodási esetek

Az F2-94. ábrán szemléltetett törési esetben (NÉ-05-FA jelű szalagfűrészlap) első megközelítésben a törések közönséges fogtőrepedéseknek tekinthetők (a), azzal az eltéréssel a jellemző esetektől, hogy az itt bemutatott fűrészlapokon a repedés nem a fogárok mélyén keletkezett, hanem a behegesztett stellitlapka tövénél (b). A fűrészlap oldallapjának csiszolatán végzett metallográfiai vizsgálat feltárta a repedésképződési helyeket: a behegesztett lapkák és az alapanyag találkozásánál éles bemetszés jellegű kötésihiba (ún. hidegkötés vagy hideghegedés) alakult ki.

A repedéskörnyezet lapcsiszolatán (c–f) feltárult a lapkabeolvadási határfelület metszészvonala, a felnyitott repedésen pedig e határfelületnek a vastagság mentén húzódó határvonala (g). A d) és e) képeken jól látható a – hegesztéstechnológiai értelekésben kötésihibának tekinthető – kedvezőtlen lapkabeolvadás. Itt tehát éles bemetszés jellegű kötésihiba alakult ki a fogtest anyagának és a lapkának a homlokfelülethez közeli zónájában. Ilyen kötésihibából a nagy feszültségkoncentráció miatt törvényszerűen kialakulhat a fáradásos repedés magja, és terjedésnek indulhat. A szintén észlelt dendritközi repedés (f) a varrat melegrepedéseként és a vágási terhelés miatt egyaránt kialakulhatott, és fáradásos repedésterjedéssel növekedve mellékágai nyíltak.

A KO-06-ÁL jelű, stellitezett fogú széles szalagfűrészlapon is a lapka–fogtő találkozásoknál keletkeztek a fogtőrepedések (F2-95. ábra), amelyek fáradásos repedésterjedéssel növekedtek. A felnyitott repedés töretfelületének és a fűrészlap oldallapjával párhuzamos síknak a metallográfiai csiszolaton való vizsgálata azt mutatta, hogy a repedés a folyamat kezdetén a lapka anyagában is haladt. Ez a fogtest és a lapka hegesztett kötésének sajátos összeolvadási viszonyaival függ össze. A fáradásos törés repedéskezdeményei a fogtő–lapka találkozásának határfelületére esnek, ahol a hegesztési varrat kötési határfelületén különféle varrathibák jöttek létre a hegesztéskor. A varrathibák – mikroüregek, rideg jellegű mikrorepedések, kötésihibák (összeolvadási hiányok), melegrepedés – mindegyike feszültséggyűjtő helyként, repedésmagként szolgál (i–k), amelyekből fáradásos repedésterjedéssel repedés növekedhet. A töretfelületen (h) több repedésképződési hely aktiválódásának nyoma is megfigyelhető volt. A melegrepedés jellegű hibák a lapkában is kialakultak a zömítő ellenállás-tompahegesztési folyamatban létrejött ömledék dermedésekor az adott zóna zsugorodása és a kis olvadáspontú eutektikumokat alkotó szennyezők miatt.

A LO-08-IA jelű széles szalagfűrészlapon a behegesztett stellitlapkák közül többnek a tövénél is fogtőrepedések keletkeztek. Emellett olyan fog is akadt, amely-

ből kitörött a lapka egy része. A lapkatörést ennek a példának a kapcsán nem elemzem, de a lapka jelentős, repedéseket és fogcsúcskopást okozó igénybevételét érzékelteti az **F2-96. ábra** (a, e). A szövetszerkezet vizsgálata feltárta azokat a kötésihibákat, mikrorepedéseket, mikroüregeket és salakzárványokat, amelyek a lapka behegesztésekor keletkeztek a hegesztett kötésben. A varrathibák nagy száma felvette a lapkahegesztési technológia elemzésének szükségességét.

A mikroszerkezeti tényezőkre közvetlenül visszavezethető fogkárosodások példáinak sorában az utolsó példa, amelyet bemutatok, a behegesztett lapkák kitörésével kapcsolatos, valójában három, egymásra nagyban hasonló káreset szintézise. Ezek egy lapra kíváncsognak, mivel a károsodás jellegét együtt mutatják meg igazán.

A stellitezett fogak kitörése nem gyakori: az általam elemzett káresetek 2–3%-át teszi ki. Az **F2-97. ábra** szemlélteti az AG-08-RK káresetet: a behegesztett lapka felső része kitörött a fogtestből, a rekonstrukciós képnek (e) megfelelően. A laptesttel párhuzamos síkot nézve (**F2-98. ábra**) a lapkatörésre vezető fáradásos repedés a **D** zónában (a) kezdődött, és fokozatos repedésterjedéssel haladt a **C** pontig. A teljes törést a **B–C** úton terjedő repedés zárta le. Az **A** ponton (a, b), a fúziós vonalon, szintén képződtek mikrorepedések a lapka és a fogtest illeszkedési határán.

A stellitlapkában fokozatosan, de leginkább kvázirideg jelleggel terjedő fő repedési front alatt is mikrorepedések keletkeztek (**F2-99.d**). A hegesztett kötés a lapka–fogtest illeszkedés vonalán kötésihibákat, salakzárványokat tartalmaz (**F2-98. ábra**, b, d, f, g). Az EDS-analízis és a töretfelület-vizsgálat az összeolvadási határra és a lapka letörésével szabaddá vált kötési felületre fókuszált. E felületen a kötésihibákat kitöltő oxidrétegeket és salakzárványokat lehetett kimutatni (f, g). A hegesztett kötés összeolvadási zónájában tehát nagy felületre kiterjedő kötésihibák, gyenge kohéziójú zónák képződtek ott, ahol a hegesztési folyamatban nem ment végbe kellő mértékű összeolvadás és összenyomódás (**F2-99. ábra**, a, b). A megolvadt zóna oszloposcellás megszilárdulása arról tanúskodik, hogy az adott térfogat képlekenyen szinte alig alakváltozott, helyenként pedig teljesen érintetlen maradt (e–g).

A GA-05-OG jelű törési esetben (**F2-100. ábra**) bár keretfűrészlap szerepel, a lapkatörések mechanizmusa teljesen hasonló az imént tárgyalt AG-08-RK esetéhez. Itt sem történt pl. alapanyag beedződés, hanem a hegesztett kötés mikroszerkezeti hibái miatt a lapka felső része nem volt kellően megtámasztva, s így nyílt mód a repedésképződésre és a törésre.

### 2.4.3. A lapkatörés általános mechanizmusának rekonstrukciója

Az SZ-05-YI jelű, keretfűrészlap-fogkitörési esetben (**F2-101. ábra**) az épnek tűnő fogak vizsgálata a károsodási folyamat közbenső fázisát tárta fel, segítve így a károsodási folyamat lefolyásának minél pontosabb magyarázatát.

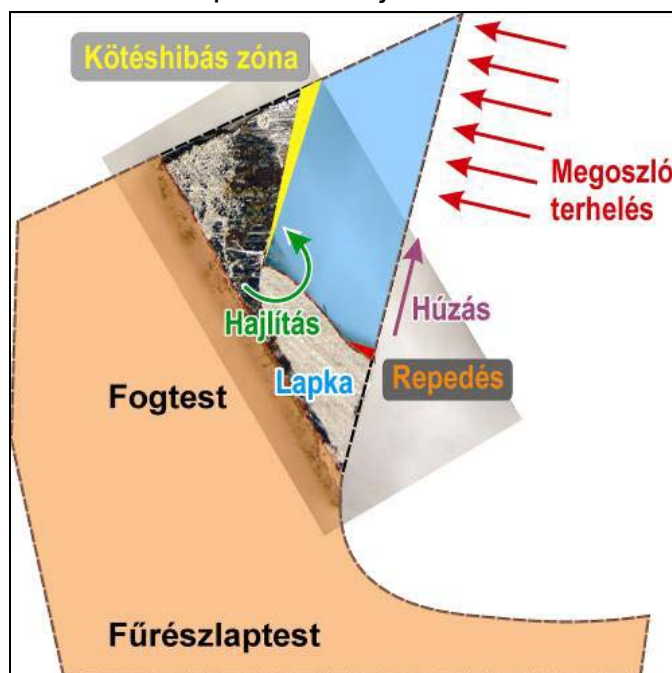
A lapkatörések hatástényezőiként szolgáló mikroszerkezeti sajátságok gyártási eredetűek: az ellenállás-tompahegesztésnél alakulnak ki azok a mikroszerkezeti hibák, amelyek a lapka kitörésére vezetnek. Meg kell azonban jegyezni, hogy fogra ható rendkívüli üzemi terhelések egyáltalán nem ritkák a rönkhasításkor, tehát a bemutatott esetekben sem lehet a rendellenes üzemi terhelések szerepét teljesen kizárni. A fenti példák és a vizsgálati eredményeik alapján megállapítható, hogy a behegesztett stellitlapkák kitörésével járó károsodási jelenségek a **3. ábrán** szemléltetett és az alábbiakban meghatározott mechanizmus szerint mennek végbe, ugyancsak itt rendszerezett mikroszerkezeti hatástényezők közreműködésével.

- i. Kedvezőtlen esetben a stellitlapka behegesztésekor a foghát felőli oldalon kötésihibák alakulnak ki: salakfilm-bezáródások, mikroüregek, összeolvadás-hiányos felületelemek. Ezek olyan mikroszerkezeti jellemzők, amelyek rontják a kötési fe-



ület kohézióját. A megfigyelések szerint a lapkafészek felső részén alakulnak ki a kötэшibák, amelyek akár a foghát mint támasztási felület egynegyedére is kiterjedhetnek, és emiatt a fogtest támasztóhatása itt válik a leggyengébbé.

- ii. Mivel a fogcsúcs környezete és a kötэшibás zóna kapja a legnagyobb terhelést vágás közben, a lapkára ható nyomó igénybevétel rugalmas és képlékeny alakváltozást egyaránt gerjeszt a kötэшibás zónában. A fokozatosan összegződő képlékeny mikroalakváltozások a varrathibák növekedését indítják el, ami ekkor már a fáradásos repedésterjedés kezdetét jelenti. A fogtest lapkafészkeének felső része képlékenyen jelentősen is alakváltozhat; az [F2-100.g ábra](#) mutatja az emiatt a lapkafészekben kialakult szögeltérést.
- iii. A teljesen ki nem törött fogaknál megfigyelhető repedések az említett fáradásos repedésterjedés következményei. A lapka csúcsán fellépő maximális nyomóterhelés a lapkát rugalmasan egyre inkább meghajlítja, mivel egyre kevésbé támasztja a lapkát a lapkafészek.
- iv. Az lapka alsó részén emiatt húzó-hajlító terhelés lép fel, amely a legnagyobb húzófeszültséggel terhelt ponton mikrorepedést hoz létre, és ez fokozatos, kvázirideg jellegű repedésterjedéssel növekedik. A két repedés találkozásakor következik be a lapka kitörése.
- v. A salakfilmbezáródásos kötэшibák előfordulnak a lapkafészek alsó részének elülső részén is; ilyenkor a lapka kettétörése helyett jellemzően a lapka egészének kitörésével megy végbe a lapkatöréses károsodás, amelyhez a lapkafészek két végén induló fáradásos repedések terjedése vezet el.



3. ábra – A lapkakitörés mechanizmusának szemléltetése; a kötэшibás zónában fáradásos repedésterjedés megy végbe, a vázlaton fentről lefelé irányba

A magyar szakirodalomban a stellittel (vagy más hegesztőanyaggal) végzett kötэшegesztésnek vagy a felrakóhegesztésnek a hőhatásövezeti martenzitképződéssel összefüggő repedéskeltő hatása nem jelenik meg, csak az a meglehetősen pontatlan indokolású kijelentés, hogy a stellitezés után a fogakat hőkezelní kell a bennük keletkezett feszültségek kiegyenlítésére [69].

## 2.5. A szalagfűrészlapok töréses károsodásainak hatástényezői

A 2-1.–2-4. szakaszban bemutattam a faipari szalagfűrészlapok töréses (nem regenerálható) károsodásainak főcsoportjait. A reprezentatív mintán végzett káreset-elemzések alapján megállapítható, hogy a fogtörepedéses károsodások jelentik a leggyakoribb töréses károsodást; arányuk kb. 90%-ra tehető. Ugyancsak jellemző és gyakori károsodás a hegesztett kötések törése, különösen a leolvasztó tompahegesztéssel végtelenített, valamint az ívhegesztéssel javított szalagfűrészlapoknál. A hátszalagon vagy a laptest közepén képződő repedésekből induló atipikus törések, továbbá a fogtöréses esetek aránya ugyan kicsi, mégis azt kell megállapítani, hogy az e csoportba sorolt károsodások előfordulása egyáltalán nem számít kivételesnek. A szakirodalom a fáradásos tönkremenetel oldaláról régóta elemzi a fogtörepedéses töréseket – ezt összegzi részben *Lu* [29] és körfűrészfogakra *Simonin* [70], de átfogóan senki nem foglalkozott sem a tipikus és atipikus törések, sem a hegesztett kötések törései és a fogtöréses károsodások anyagszerkezeti tényezőivel.

A bemutatott káresetpéldák között több helyen is rámutattam, hogy a kiváltó okok között melyek azok a mikroszerkezeti tényezők, amelyek meghatározó vagy közreható szerepet kaptak a károsodás létrejöttében. A *mikroszerkezeti tényezők* fogalmát az értekezésben a megszokott értelmezési kereteihez képest kissé kiterjesztve használok, amely kiterjesztést a szalagfűrészlap anyagának és geometriájának sajátosságai indokolnak. A kiterjesztett értelmezésben a mikroskálára eső belső jellemzők mellett a nanoskálára eső belső jellemzőket is, a mezoskálára eső belső és külső (felületi) jellemzőket, s végül a gyártás és az üzemeltetés közben az anyagszerkezetet módosító folyamatokat is besorolom a kiterjesztett értelmezési keretbe, nevezetesen a következőket:

- A metallográfiai értelemben vett mikroszerkezet; közelebbről: a Káldor-féle meghatározással ferrit–vas-karbid elegyből álló fogszalag karbidszerkezete (ezt a tényezőt nem itt, hanem a 3.2.3. szakaszban elemzem).
- A kötési, felrakási és javítási célú hegesztett kötések anyag- és tulajdonságbeli inhomogenitásai, a térfogati, a repedés jellegű és a geometriai varrathibák.
- Az élezési folyamatban képződő sorja.
- A mikro- és a mezoskálás kiterjedésű felületi sérülések, rendellenes fogkopások.

A tipikus és az atipikus töréses károsodások fáradásos törési folyamatban zajlanak le. A mikroszerkezeti tényezők szerepe korántsem közömbös a repedésterjedési szakaszban, de jóval inkább meghatározó a repedésképződés folyamatában. Mind a tipikus, mind pedig az atipikus (hátszalagi vagy laptesti repedéses) törési esetekben egyértelműen megmutatkozott, hogy a repedésképződés szempontjából alapvető jelentőséget kap a fogszalag felülete alatti réteg szövetszerkezete. A döntő jelentőségű kérdés az, hogy a szóban forgó réteg martenzites szerkezetű-e. A *martenzites réteg* a metallográfiai csiszolaton a maratáskor sötétre maródó alapanyagtól éles határral elkülönülő, gyengén maródó, világos színű réteg; ezt szemlélteti az [F2-102. ábra](#).

Ha már kialakult, a következő fő kérdés az, hogy a martenzites réteg a fogszalag teljes szélességére kiterjed-e, pontosabban az, hogy a fogszalag, a hátszalag és a laptest külső szélén, oldalán képződött-e. A károsodási esetek átfogó értékelése azt mutatja, hogy kevésbé lényeges a szerepe a repedésképződésben a martenzites réteg vastagságának; kb. 1200 nm volt az a legnagyobb mért rétegvastagság, amelyhez már egyértelműen hozzárendelhető volt a fogtörepedéses károsodás repedésképződése (ez a méret közel esik az optikai mikroszkóp felbontóképességéhez).

Mindezt mérlegelve: a martenzites réteg jelenléte mind a tipikus, mind pedig az atipikus töréses károsodások legfontosabb mikroszerkezeti hatástényezője.

### 2.5.1. A martenzites edződési réteg szerepe

A martenzites rétegek a fogszalagon is, a hátszalagon is és a laptesten is élezési, csiszolási és csúszásos súrlódási eredetűek. Másféle okra visszavezethető eredet a károsodási esetek elemzése alapján nem jellemző a szalagfűrészlap gyártási, karbantartási vagy üzemi működési folyamatában.

- A szalagfűrészlap élezési művelete során maradéktalanul előállhatnak azok a feltételek, amelyek a fogszalagon a martenzitképződéshez szükségesek.
- A hátszalagrepedéses törésekben, a martenzites réteg a hátszalagot érintő csiszolási műveletekben vagy a hátszalagra támaszkodó fűrészgépalkatrésszel való súrlódásos érintkezésben alakulhat ki. A csiszolási művelet az acélszalag gyártási folyamatának is, továbbá a szalagfűrészlap-gyártásnak és -karbantartásnak is része lehet.
- Laptestközepi törésekre vezető martenzites réteget az érintett felület csiszolása, továbbá a lapvezetővel való csúszásos súrlódási érintkezés képes létrehozni.

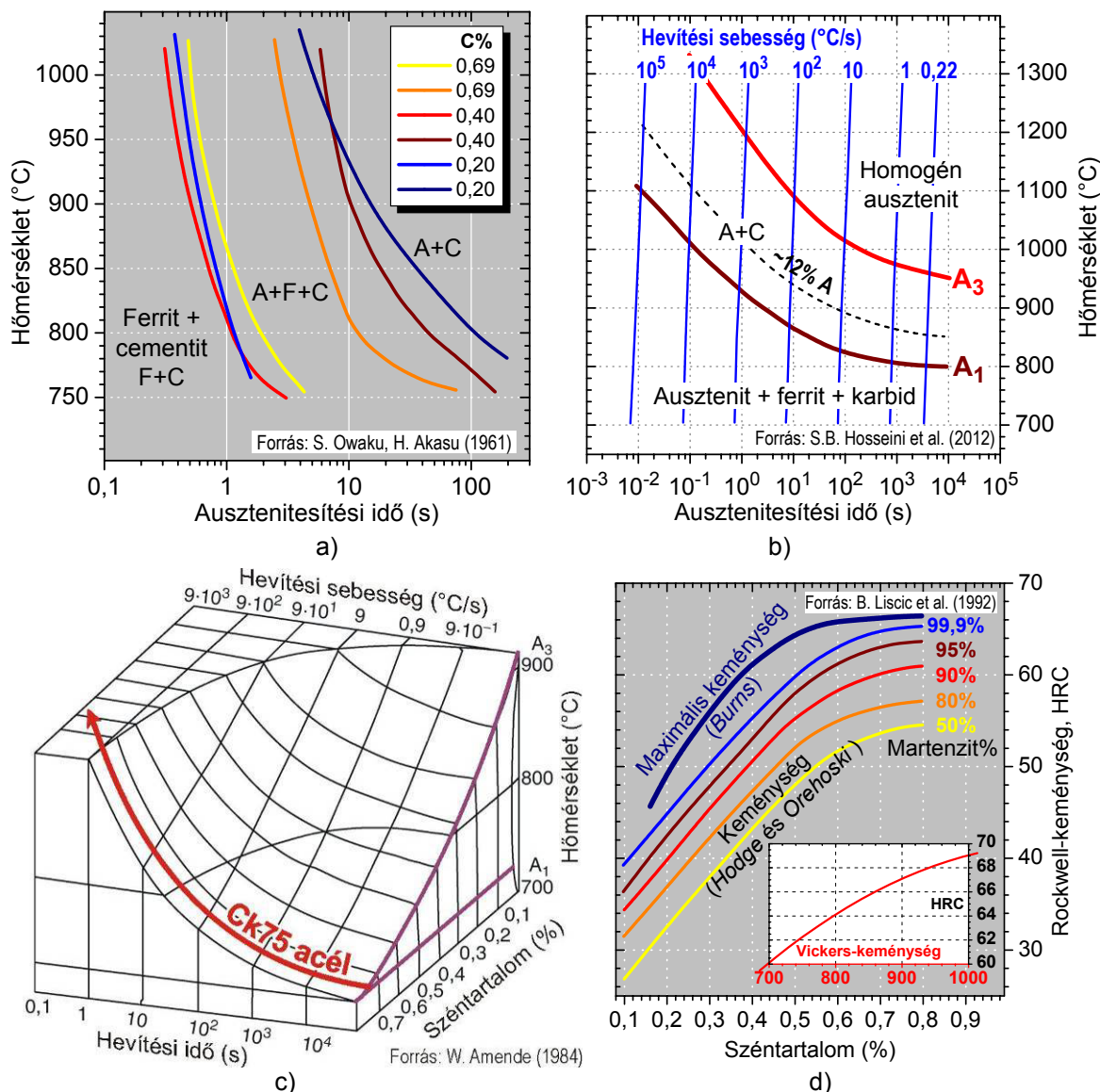
Bármelyik esetet tekintjük, martenzit a nemesített, ferrit és vas-karbid elegyét tartalmazó acélban – a szferoiditban – csak úgy képződhet, ha előzetesen ausztenitesedik a réteg, majd a kritikusnál nagyobb sebességgel hűl le. Mindkettő szükséges feltétele a martenzit termikus képződésének. Ebből az következik, hogy a martenzites szerkezetűvé alakult rétegekben olyan hőmérséklet-növekedésnek kellett történnie, amely az átalakult rétegben meghaladta az adott feltételek között érvényes ausztenitesedési hőmérsékletet. Az ezt követő, kellően gyors lehűlést maga a fogtest és a fűrészlaptest képes biztosítani.

Az ausztenitesedési hőmérséklet első megközelítésben a vas-szén egyensúlyi fázisdiagram eutektoidos hőmérséklete, vagyis  $727^{\circ}\text{C}$ . E hőmérsékleten azonban csak a pontosan eutektoidos összetételű acél és csak egyensúlyi feltételek között alakul át ausztenitté. A valóságban ettől nyilvánvalóan eltér a fűrészlapok élezésének, csiszolásának esete (az ötvözők hatását szemlélteti az [F4-7. ábra](#) [71]).

Ck75 típusú szalagfűrészlap alapanyagokon, differenciál pásztázó kalorimetriás mérésekkel<sup>4</sup> meghatároztam a kváziegyensúlyi ausztenitesítési hőmérsékletet, amely több mérés átlagaként és egésze kerekítve  $740^{\circ}\text{C}$ -ra adódott. A DSC-mérések egyensúlyinak tekinthető hevítési sebessége  $0,15^{\circ}\text{C/s}$  volt. A fogköszörűgép köszörűkorongja – amely formálisan a hőforrás szerepét tölti be, és előtolási sebessége  $600\text{ mm/perc}$  ( $10\text{ mm/s}$ ) – a fogszalagnak a vele minden pillanatban érintkező, kb.  $2\text{ mm}$ -es szakaszát  $200\text{ ms}$  alatt hevíti fel. Ha szobahőmérsékletéről csak az egyensúlyi ausztenitesedési hőmérsékletre kellene hevíteni az anyagot ( $\Delta T = 720^{\circ}\text{C}$ ), a hevítés sebessége akkor is  $3600^{\circ}\text{C/s}$  lenne.

Minthogy a nemegyensúlyi hevítés miatt az ausztenitesedési hőmérséklet jelentősen eltolódik a nagyobb hőmérsékletek felé – ahogyan ezt a különböző C-tartalmú, nemesített acélokra vonatkozóan a [4.a-c ábra](#) TTA-diagramjai [72, 73, 74, 75] mutatják –, a hevítési sebesség is lényegesen nagyobb. Az ábrák kapcsán egyszerűsített, kétalkotós rendszernek tekintem az acélt, amelyben a perlites átalakulás hőmérsékletét az  $A_1$  jelöli. Az élezéskor a köszörűtárcsa hevítőhatását a hűtőfolyadék fékezi – ha az élezőgép használ ilyet.

<sup>4</sup> A méréseket néhai Fauszt Anna végezte a Bay-ATI-ban, SETARAM Setsys 16/18 típusú berendezéssel. Az adatpontok a felfűtési hőáramgörbe endoterm csúcsának kezdőpontjából származnak.

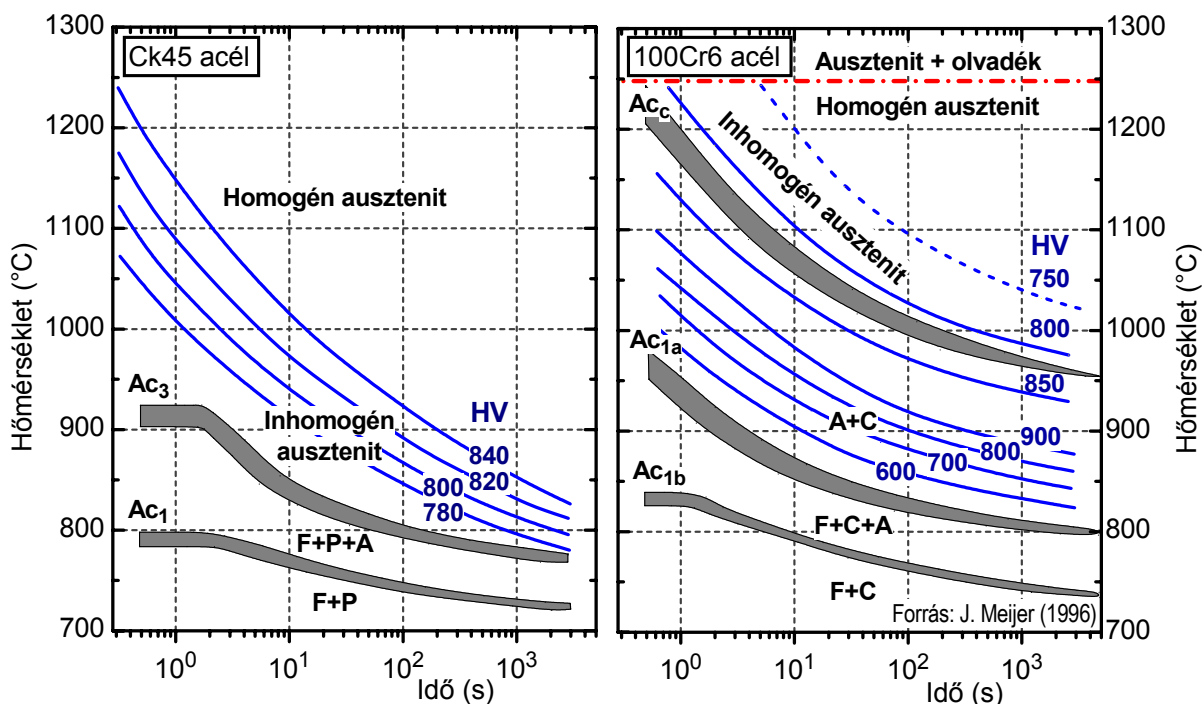


4. ábra – Különböző C-tartalmú acélok ausztenítésési diagramjai (a–c), valamint az edzett réteg keménységének változása a C-tartalom és a martenzithányad függvényében (d)

A szakirodalomból ismert ausztenítésési diagramok mellett további támpontot adnak a martenzites réteg csúcshőmérsékletének és az ezt előidéző hevítési sebességnek a becsléséhez a lézersugaras edzés és a forgácsolásméleti kutatások [76, 77]. Ezek áttekintése nem tárgya az értekezésnek, de azt jelzem, hogy a keménysztergályozáskor és a száraz köszörüléskor kialakuló, ún. fehérréteg [78, 79] ugyanúgy martenzites réteg, mint ahogyan a szalagfűrészlapokon az élezési, csiszolási vagy lézersugaras vágási eredetű edződési réteg. A fehérréteggel kapcsolatos kutatásokban a kialakuló ausztenit-hőmérsékletet 1200°C-ra, a hevítési sebességet 10<sup>5</sup>°C/s-ra becslik [73], de ismert 1300°C és 10<sup>6</sup>°C/s-os [80], illetőleg a szolidusz hőmérsékletének elérésére [81] vonatkozó becslés is. Ezekre a „martenzitet termelő” megmunkálásokra külön kutatást végeztem a C75 acéllal, de az értekezésemben nem tárgyalom.

Ugyancsak szoros rokonságban áll az élezéskor kialakuló martenzites réteg, pl. a nagy sebességgel húzott huzalok, a vasúti sínek [82], a bányaláncok, a láncfűrészek fűrészszalagjainak felületén képződő, ún. súrlódási martenzittel [46, 83, 84, 85, 9]. Morfológiailag nagy a hasonlóság az ultranagy hevítési sebességű, lézersugaras felületedzés hatására kialakuló martenzites rétegekkel is [86, 75, 52].





5. ábra – Ck45 és a 100Cr6 acélra vonatkozó TTA-diagram, izokeménységi vonalakkal

Azt mindenesetre meg lehet állapítani a 4.d. [87] és az 5. ábra [81] – illetve az ausztenitesítés körülményeit és a keménység kapcsolatát elemző más források [88, 89] – alapján, hogy a fogszalagon keletkezett edződési sáv keménysége a Burns-féle elméleti keménységmaximum (~880 HV) közelébe esik. A Hodge–Orehoski-féle összefüggések szerint az eutektoidos ötvöztelen acélban az elérhető maximális keménység kb. 66 HRC (850 HV); a Ck75-ös acél szalagfűrészlapok edződési rétegében általam mért keménységek is jellemzően a 800–850 HV tartományba esnek. Meijer és szerzőtársai [81] Ck45 és 100Cr6 acélra közölt, izokeménységi görbés TTA-diagramjai szerint a legnagyobb keménység az inhomogén ausztenit tartományába való hevítés után áll elő. Mindezeket a Ck75 acélra vetítve két következtetés adódik. Az első, hogy a szalagfűrészlap edződési rétegében a martenzit hányada legalább 95%. A második pedig az, hogy az ausztenitesedési folyamatban, a vas-karbid rögök bomlása / szétesése és a szén feloldódása az ausztenitben közel teljes volt; a króm lassítóhatása [90] e folyamatra nem közömbös. Lényeges jellemzőjük még az edződési rétegeknek, hogy nagyon éles határ választja el egymástól – metallográfiai jellegét és keménységét tekintve – az edződési réteget és az alapanyagot (pl. az F2-102. ábrán), továbbá az, hogy sem a martenzites rétegre, sem az alapanyag vele határos zónájára nem jellemző az érdemleges keménységváltozás az adott zónán belül.

A hagyományos TTA-diagramokban és az izotermikus ausztenitesedés értelmezéseiben [91, 92] közös, hogy tiszta külső hevítést és diffúziós kinetikát feltételezve elemzik a különféle tényezők szerepét [93, 94]. A szalagfűrészlapok valós feltételei azonban eltérnek ezektől. Már a folyamat diffúziós jellege sem feltétlenül egyértelmű. Például Prohászka János is és Káldor Mihály is felveti másféle ausztenitesedési kinetika lehetőségét [95, 96], amely akár martenzites vagy bénites [97] típusú is lehet. A faforgácsolási és a hőfolyamatot elemző kutatók a súrlódási teljesítmény 70–85%-ára teszik az alapanyagba jutó hőt [98], ám én úgy vélem, hogy az abrazív anyagleválasztásban a hőforrás nem írható le pusztán különféle tribológiai megközelítésekkel; az anyagleválasztás összességében rendkívül nagy „mennyiségű” képlékeny alakváltozást jelent, amelynek mikromechanizmusában akár a súrlódásos hőfejlődéssel azonos vagy nagyobb nagyságrendű hő is keletkezhet rendkívül gyorsan.

Ehhez hozzájárul még a nagy (szerszám)nyomás is mint állapottényező, az ausztenit dinamikus újrakristályosodása, az ultrafinom vagy nanoskálás méretű karbidok mechanikai aprózódása, a leválasztott fémforgácsdarabkák felületének oxidációja stb. A hőelvonási oldalon pedig a fém, a köszörűkorong, a leválasztott anyagok, a hűtőfolyadék és az endoterm fázisátalakulások látens hője működik közre a rendszerben. A martenzites rétegek képződése részleteinek kutatása igazán érdekes kutatási téma, de a károsodáselemzés fő témájától igencsak messze vezetne. Ezért ezzel csak a minimálisan szükséges mértékig foglalkoztam a fentiekben. Lezárandó ennek a témakörnek az elemzését, a martenzites réteg mint mikroszerkezeti hatástényező szerepe tehát az alábbiakban összegezhető:

A faipari szalagfűrészlapok töréses károsodásai közül a fogtörepedéses (tipikus) töréses tönkremeneteleknél már régóta ismert, hogy a martenzites réteg a legfontosabb hajlamosító mikroszerkezeti tényező [29, 46]. Ugyanakkor annak a felismerése még nem történt meg, hogy ugyancsak a martenzites réteg kialakulása a legfontosabb mikroszerkezeti hatástényező az általam atipikusnak nevezett töréses tönkremeneteli folyamatokban is. Márpedig a károsodási esetek elemzése, az ismertetett példák ezt az állítást látszanak igazolni.

Az atipikus töréses károsodások között a hátszalagrepedéses törésekre általánosan érvényes ez az állítás. A martenzites réteg képződését leginkább hátszalag legömbölyítését célzó csiszolás vagy a lapvezetőrendszer valamely elemén való sűrűlódás okozza. A varrat lecsiszolását és a hátszalag lekerekítését kézikönyvekben is ajánlják az íves vágásokra való jobb alkalmasság miatt, de az edződési veszélyről nem esik szó [13, 99].

A laptestközepi repedéses törésekben ugyancsak csiszolás vagy a lapvezető rendszer elemein való csúszásos érintkezés vezethet a martenzites réteg kialakulására. E károsodások azonban martenzites réteg képződése nélkül is bekövetkezhetnek, más mikroszerkezeti tényezők közreműködése folytán. A káresetek elemzése azt igazolta, hogy csak olyankor képződik repedés a fűrészszalag (laptest) közepén martenzites edződési réteg híján, amikor a felületbe nemfémes zárvány ágyazódik be, vagy ha a laptest felületének közvetlen közelében elegendően nagy nemfémes zárvány helyezkedik el, amely zárványt a felülettől elválasztó vékony fémréteg felszakad a fáradásos terhelési folyamatban. A beágyazódó vagy felszakadó zárványok fészke repedésmagként szolgál a fáradásos töréshez. A felületi zárvány származhat a laptest csiszolásakor vagy a megmunkált farönkök kérgére tapadt keramikus anyagok szemcséiből. A felület alatti zárvány mindenkor acélgyártási eredetű, de ritka eset; jómagam egy esetben talákoztam ilyennel.

A szakirodalom több helyen is említi azt a törési okot, hogy a laptest és a hajtókerék közé beszoruló forgács vagy / és a lapfeszítési elégtelenségek okozzák a laptestközepi törést [29, 46]. Olyan esettel, amelyben csak ez a hatástényező jelent volna meg vagy ez e tényező lett volna a meghatározó, nem talákoztam, és igen kevésbé is tartom valószínűnek, hogy repedésképződési okként csak ezek az üzemtani hatástényezők önmagukban törési folyamatot indukáljanak. Az általam megismert, az említett üzemtani hatások részvételével lefolyt káresetekben mindig kimutatható volt vagy a martenzites réteg, vagy a bemaródásokat okozó felületi kopási gödröcskék kialakulása.

### 2.5.2. A hegesztett kötések inhomogenitásainak és varrathibáinak szerepe

A hegesztett kötések inhomogenitásai és varrathibái a fogtörepedéses törések mellett olyan károsodási csoportot képeznek, amelyek gyakorisága jóval nagyobb az atipikus törésekénél. Különös jelentőséget az ad a hegesztett kötések töréseinek, hogy ebben a csoportban kiemelkedően a legnagyobb a teljes töréssel végződő károsodások részaránya. Ennek a magyarázatát a hegesztett kötésnek a fáradásos törésre való fokozott érzékenységeiben találjuk, amelynek összetevőit külön is elemzem az alábbiakban. Az ipari gyakorlat és az új kutatási eredmények alapján a szalagfűrészlapok hegesztett kötéseit a következő öt csoportba sorolhatók:

- A keskeny fűrészszalagok végtelenítő hegesztett kötése; leolvasztó ellenállás tompahegesztéssel készülnek; régen gyakrabban [100], manapság már csak ritkán, forrasztással.
- A széles fűrészszalagok végtelenítő hegesztett kötése; huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztéssel készülnek (más eljárások nagyüzemi alkalmazása nem jellemző).
- Javítóhegesztéssel készült kötések; általában huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztéssel készülnek.
- Behegesztett lapkák hegesztett kötése; zömítő ellenállás-tompahegesztéssel készülnek.
- Különleges, pl. lézersugaras hegesztéssel készített végtelenítő kötés [101, 102], lapkabehegesztés, a bimetálszalagok fogoldali szalagjának hossz menti kötése [103], felrakóhegesztéses vagy felületötvöztetéses [104] fogcsúcs-kialakítás, kavaró dörzshegesztés [105].<sup>5</sup>

A tompahegesztéssel behegesztett lapkák – főként Stellit-1, Stellit-12 vagy Stellit-19 – törései viszonylag ritkák. A károsodás mechanizmusát és a közrejátszó mikroszerkezeti hatástényezőket bemutattam a 2.4.3. szakaszban. A törést a zömítő tompahegesztéssel készült varrat felületszerű összeolvadási hibái idézik elő, amelyek a lapkafészek felső részén, esetenként alsó részén is, jönnek létre a sorja elégtelen kinyomódása következtében. A lapkahegesztési hőfolyamat nagykiterjedésű hőhatásövezetet kelt ugyan a fogtesten, de ennek szövetszerkezete nem tartalmaz repedésre érzékenyítő fázisokat annak következtében, hogy a hegesztési ciklusidő alatt (1–2 s) a fogtest nem ausztenitesedik. Csak a részben megolvadó kötési zóna edződhet be, de az itt képződő martenzitet megeresztí a hegesztést rögtön követő, indukcióshevítéses utóhőkezelés. A lapkatöréseket tehát a kötési felület felületszerű kötésihibái okozzák. Ívhegesztéssel beépített lapkával nem találkoztam; ezeknél a fogtest fázisátalakulásaiból eredő fogkihajlások rontják a vágáspontosságot [106].

A széles szalagfűrészlapok végtelenítésére, továbbá a tipikus és az atipikus repedések javítására alkalmazott huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztés a hegesztett kötések töréses károsodása szempontjából két meghatározó jelentőségű mikroszerkezeti hatástényező forrása. Az egyik a hegesztett kötés összeolvadási határa környezetében, de elsősorban a hőhatásövezet túlhevített zónájában kialakuló martenzit fázis, a másik pedig a varratfém melegrepedés jellegű kötésihibái és gázporozitása. Ezek hatása annyira meghatározó, hogy elnyomja minden más potenciális törési hatástényező szerepét, nevezetesen a hegesztett kötés többi részé-

<sup>5</sup> Az ebbe az utolsó csoportba sorolt hegesztett kötésekkel nem foglalkozom az értekezésben – jöllehet több sikeres kutatást is vezettem ebben a témakörben, és a témavezetésemmel PhD-értekezés is készült e tárgyban –, mivel ez az értekezés alapvetően a faipari gyakorlatban végbemenő szalagfűrészlap-károsodások anyagszerkezeti hátterét elemzi.

nél általában 20–25%-kal kisebb szilárdságú kilágyult övezetét a hőhatásövezetben és a varratfém ferrit-perlit-bénites és durvaszemcsés anyagáét. A martenzitképződés közös gyártástechnológiai hiba. A javítóvarratok melegrepedés-érzékenysége lényegesen nagyobb a kötőhegesztéseknél, ugyanis a javított repedések töretfelületein megtapadt szennyeződések erősen megnövelik a varrathibák képződésének valószínűségét. A szennyeződések közül az ömledékbe bejutó hidrogén jelentősen fokozza a varratfém és a hőhatásövezet hidegrepedési hajlamát.

Az elemzett káresetek áttekintésével az a kép rajzolódik ki, hogy a végtelenítési céllal hegesztett kötések törései között a keskeny szalagok törései lényegesen meghaladják a széles szalagok töréseit – kb. 10:1 az arányuk –, és a javítóhegesztett kötésekhez képest is legalább kétszeres az előfordulási gyakoriságuk. Ezek az adatok ugyan nem általánosíthatók, de eléggé jól érzékeltetik a helyzetet. E sajátos túltengést a keskeny lapok törése terén több körülmény is erősíti. Például az első az, hogy a hazai ffeldolgozó iparban sok üzem saját maga hegeszti a fogazva megvásárolt fűrészszalagokat, míg széles szalagokat csak a kevés nagy gyártó hegeszt. A második az, hogy számos mikrovállalkozás foglalkozik mindenféle egyéb lakatosipari tevékenység mellett keskeny fűrészlap hegesztésével és forrasztásával. A harmadik körülmény talán a legfontosabb: igazi szakmai hozzáértéssel csak egészen kevés hegesztő és fűrészlapgyártási vezető van felvértezve. S végül azt említem, hogy a keskeny fűrészlapok hegesztésére szolgáló, egyszerű és olcsó tompahegesztőgépek technológiai és minőségi biztonsága – pl. a hevítés egyenletessége, a megfogó- és mozgatószerkezet, az időszabályzás és az utóhőkezelési lehetőség hiányosságai stb. – nagyon sérülékeny, ezért a varrathibák kialakulásának és a beedződés veszélyének nagy a kockázata.

Ennek következtében a keskeny fűrészlapok hegesztett kötéseinek töréseiben meghatározó mikroszerkezeti hatástényezővé vált a salakzárványosság és a melegrepedés jellegű összeolvadási hibák kialakulása, amelyeket egyaránt a hegesztési folyamat leolvasztási és zömítési szakaszának eltérései okoznak a sorja elégtelen eltávolításán keresztül. Az utóhevítés elmaradása vagy helytelen elvégzése miatt a hegesztett kötés hőhatásövezetében megeresztetlen martenzit marad, amely fokozottan érzékenyíti a hegesztett kötést a fáradásos repedésképződésre és -terjedésre. Ez a kedvezőtlen szövetszerkezet a varrathibáktól mentes hegesztett kötések legjellemzőbb fáradásos törésre vezető mikroszerkezeti hatástényezője. További kedvezőtlen mikroszerkezeti hatástényezőként kell figyelembe venni azt, ha a hegesztett kötésben a varratfém keménysége jelentős – legalább 8–10% mértékű – eltérést mutat a varrat hossza mentén; ennek kiváltó oka az átfolyó árammal végzett hevítés egyenletlensége a fűrészlap szélessége mentén. Az emiatt kialakuló szilárdsági inhomogenitás a terhelés egyenetlen megoszlását segíti elő, és fokozza az egyébként is érzékeny varratzónák repedésképződési hajlamát.

Mindezek ellenére, a tompahegesztett kötés szövetszerkezete – a martenzit megfelelő megeresztésének elvégzése, továbbá a hegesztett kötés varrathibáktól való mentessége esetén – kedvezőbb, mint az ívhegesztéssel készített varratoké. Ennek a magyarázatát két jelentős körülmény adja. Egyrészt az, hogy az ívhegesztési eljárásokban az alapanyagtól jelentősen eltérő kémiai összetételű – sokkal kisebb C-tartalmú – hegesztőanyaggal készül a varrat (hacsak nem a saját anyagból levágott csíkokkal próbálnak hegeszteni), és emiatt az alapanyaghányadtól függően a varratfém széntartalma kisebb lesz. A másik körülmény pedig az, hogy a tompahegesztés sajtolóhegesztési eljárás lévén csak minimális mennyiségű olvadékot képez, a zömítési szakaszban az ausztenitet jelentősen alakítja, és ezek nyomán a kötés mikroszerkezete nem vagy korántsem annyira durvul el.



A hegesztett kötések elkészítésekor varratdudor vagy sorja képződik, amelyeket a csiszolással távolítanak el. Gyakori hibaforrás a káresetek elemzési tapasztalatai alapján az, hogy a csiszolás durva, mezoskálás méretű felületi felszakadásokat okoz, zárványfészkeket nyit fel vagy edződést okoz a felület vékony rétegében, amelyek mindegyike erősíti a repedésképződési hajlamot. Végül azt is jelezni kell, hogy ha a varrat a fogtőbe kerül, akkor a feszültségkoncentráció miatt a terhelése jóval nagyobb, mint ha előírászerűen a fogfej mögé helyezik [25]. A fogtőben képződött repedés javításánál azonban ez a tudatos varratelhelyezés nem valósítható meg; ez is magyarázza a javítási céllal készült varratok nagyfokú repedésérzékenységét.

### 2.5.3. Az élezési folyamatban keletkező sorja szerepe

A sorjaképződés az élezési folyamat velejárója. Főként a szárazkösörüléskor alakul ki. A sorja a fűrészszalag vastagságának akár 25%-át elérő távolságra is ki-nyomódhat, kitüremkedhet a köszörűkorong kifutási oldalán, és akár teljes hosszában is szegélyezheti a fogszalagot, beleértve a fogtőveket és a fogak teljes oldalvonalát is. A durva sorjának a forgácsolási feltételeket rontó hatását nem elemzem.

A sorja mint a mezoskála tartományába eső felületi hiba két mikroszerkezeti háttérnyező hordozója (a szó szoros értelmében is): ez a mikrorepedés vagy éles mikrobarázdák és a martenzites felületi réteg. Fogtőrepedéses káresetek mutatják, hogy ha nincs is edződési réteg a fogszalagon, megjelenhet a sorja felső rétegén. Ekkor ez a martenzites réteg üzem közben könnyen megreped, s a repedés terjedni kezd. Ha a sorja már eleve tartalmaz mikrorepedéseket vagy olyan mikrobarázdákat, amelyek erős feszültséggyűjtő helyek, akkor is gyorsan kialakul a fáradási repedés. A repedés terjedése a szakirodalom szerint 2–20-szor rövidebb időtartamú (ciklusszámú), mint a repedésképződésé. A már említett vancouveri egyetem kutatásai átfogóan feltárták a kifáradási folyamatok, a terhelés és a fogszalag felületi érdekessége kapcsolatát [21, 107, 108, 109, 110, 111]. Ezekből egy példa: ha  $R_a = 4 \mu\text{m}$ -ról a kétszeresére növekedik az érdekesség, a repedésképződési idő a 10–40-ed részére csökken (a lapfeszítés függvényében). A legrövidebb repedésképződési idő a kísérletben 15 300 ciklus volt [29]; egy 700 1/min fordulatszámú ipari szalagfűrészgépen ez alig 20 perc.

Egy itt nem részletezett fűrészlapélezési kísérletsorozatban megfigyeltem, hogy a szárazkösörűgépeken a sorjaképződés általános jelenség. Szélsőségesen előnytelen feltételek esetén bekövetkezhet a fogszalag nagymélységű edződése, nagyméretű mezorepedés a fogterpesztés támasztási pontján vagy a fogszalag csaknem teljes felületi leszakadása is (F2-103–F2-104. ábra).

Az élezési sorja szerszámélettartamot rontó hatása miatt kívánatos a sorja képződésének megelőzése; erre a korszerű élezőgépek képesek; még hűtőfolyadék nélkül köszörülve sem képződik sorja (F2-103.a-b ábra), viszont ilyenkor nagyon vastag, martenzites edződési réteg jön létre (c). Ha a sorjaképződés meggátolása nem lehetséges, akkor a sorja utólagos eltávolítása szükséges. Ez időigényes és kivitelezése nehéz, de Magyarországon a szakirodalomban is lényegében ismeretlen fogalom: a köszörülési hibák között és a karbantartási feladatok között sem említik [112, 12, 69]. Az egyik legnagyobb világpiaci szereplő, a *Sandvik*, nagy fordulatszámú fogtősorjázó berendezést ajánl erre a célra [46], a köszörülési barázdák és a fogszalag sarkainak lekerekítésére pedig szemcseszóró berendezést szabadalmaztatott [113].

A mechanikai vagy / és korróziós eredetű felületi sérülések, fogkopások nagyon gyakoriak a szalagfűrészlapokon, amint ezt a bemutatott káresetekben is meg lehetett figyelni. Tekintettel arra, hogy ezek a károsodási részfolyamatok alapvetően tribológiai és forgácsoláselméleti megközelítést igényelnek s nem anyagszerkezeti elemzést, nem foglalkozom velük.

### 3. Szalagfűrészalap-alapanyagok összehasonlító vizsgálata

A szalagfűrészalap gyártójához beérkezett felhasználói visszajelzésekéből az a kép rajzolódott ki, hogy az azonos típusú, azonos gyártástechnológiájú és azonos felhasználási körű szerszámok között gyakran nagy eltérés mutatkozott a vágási élettartamban. Egyes szerszámok akár kétszer hosszabb ideig is megfelelően működtek az általában elvárt 4 óránál, míg mások jóval korábban elvesztették a vágáspontosságukat, a futási stabilitásukat. Megvizsgálva a lehetséges okokat, a fűrészalap gyártója azt észlelte, hogy gyakran csak az acélszalag beszerzési időpontja különbözött. Máskor az acélszalaggyártó vagy / és az acéltípus is eltérő volt az eutektoidos acélokon belül. Okkal fogalmazódott meg az a feltételezés, hogy az alapanyagban keresendő a végtermék viselkedésében mutatkozó nagymértékű eltérés.

Ekkor kezdtük el azt a kutató-fejlesztő munkát, amelynek két fő célja volt. Az első a felhasználók által érzékelt vágási tulajdonságok alapanyagfüggő okainak meghatározása, a másik pedig a gyakrabban kifogásolt, hazai gyártású acélszalag minőségének a versenytársakéval azonos szintre emelése volt. Az 1999-ben elkezdett kutatómunka több éven át folyt, és részt vett benne az *A-LAP Kft.*-n (fűrészalapgyártó), a BME gépészkarának anyagtechnológiai tanszékén és az MTA fémtechnológiai kutatócsoportján kívül a *Silco Rt.*, a *Dunaferr Rt.*, a *Bay-ATI*, a *Dunaferr Kutatóintézet* és a *Lasersystems Kft.* A kutató-fejlesztő munka kiterjedt számos acélminőségre, a *Silco Rt.* teljes acélszalag-hőkezelési technológiájára és az *A-LAP Kft.* szalagfűrészalap-gyártási technológiájának egészére, az alábbi főirányokban.

- Különbféle gyártók C75 és C60 típusú,  $s = 0,40\text{--}1,25$  mm vastagságú, nemesített szalagjain végeztünk összehasonlító vizsgálatokat.
- Az acélszalag vonatkozásában a melegghengerlés utáni szakaszra irányulóan teljes körű gyártástechnológiai kísérleteket végeztünk.
- Az előállított acélszalagokból szalagfűrészalapok készültek, és valós üzemi feltételek közötti vágási kísérletek folytak.
- Egy másik kutatás-fejlesztési program a fogak vágóélei vágási élettartamának növelésére irányult. Különbféle – már ismert, illetve teljesen eredeti – lézersugaras megmunkálásokkal hoztunk létre új fogcsúcsokat, amelyek hatékonyságát valós üzemi feltételek közötti vágási kísérletekben ellenőriztük.

Az értekezésben ebből a nagyszabású kutató-fejlesztő munkából csak a közvetlenül a főtémához kapcsolódó és a más kollégák által sajátjukként már nem bejelentett vagy ezután bejelenthető tudományos eredményeket ismertetem.

#### 3.1. A nemesített acélszalagokon végzett gyártási kísérletek

##### 3.1.1. A kémiai összetétel értékelése

A teljes vizsgálati programban szereplő acélszalagok kémiai összetételét a 4. táblázat mutatja. Az 1–3. sorban vannak azok a kísérleti anyagok, amelyeken a gyártók közötti összehasonlító vizsgálatokat végeztük. Az 5–7. sorban azok az anyagok szerepelnek, amelyek melegen hengerelt alapanyaga eltérő forrásból származik, de mindegyiket a salgótarjáni *Silco Rt.* dolgozta fel nemesített acélszalaggá. A 8. sor anyaga olyan nemesített acélszalag, amelyet referenciaanyagként az 5–7. anyagokkal együtt vizsgáltam; ennek gyártója azonos az O2-C75 jelű alapanyag gyártójával. A kémiai összetételt számos mintára nézve több laboratórium is elemezte; a megadott értékek az összes mérés átlagát jelentik. Az oldottgáztartalmat Leco TC-436 / RH-101 berendezéssel a miskolci *Metalcontrol Kft.*, a pontosabb C- és S-tartalmakat Leco 125 típusú berendezéssel az *ÁEF Laboratórium Kft.* határozta meg.

	Jelölés	s mm	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	Cr %	Ni %	Al %	Mo %	O ppm	N ppm	H ppm
1.	S1-C75Cr	1,24	0,76	0,19	0,62	0,009	0,002	0,32	0,35	0,12	0,02	0,04	48	79	0,56
2.	M1-C75	1,24	0,75	0,17	0,54	0,011	0,002	0,03	0,15	< 0,01	0,05	< 0,01	20	85	0,30
3.	F1-C75	1,21	0,73	0,22	0,66	0,013	0,001	0,02	0,21	< 0,01	0,01	< 0,01			
4.	S1-C60_1402	0,80	0,65	0,31	0,74	0,024	0,035	0,17	0,06	0,03	0,03	< 0,01	42	113	0,60
5.	A2-75Cr1	1,10	0,756	0,36	0,65	0,023	0,0074	0,15	0,36	0,11	0,037	< 0,01			
6.	O2-C75	1,10	0,743	0,23	0,61	0,022	0,0068	0,08	0,18	0,11	0,033	< 0,01			
7.	S2-C75Cr	1,10	0,659	0,20	0,61	0,023	0,0050	0,278	0,31	0,19	0,018	< 0,01			
8.	M2-C75	1,11	0,727	0,23	0,69	0,024	0,0088	0,16	0,19	0,11	0,033	< 0,01			
9.	S1-C60_6S99/8829	0,80	0,582	0,318	0,733	0,02	0,010	0,07	0,045	0,021	0,033	0,002			
10.	S1-C60_38_8330	0,80	0,603	0,333	0,644	0,02	0,005	0,04	0,04	0,03	0,035				
11.	S1-C60_34_8330	0,80	0,603	0,333	0,644	0,02	0,005	0,04	0,04	0,03	0,035				

4. táblázat – A vizsgálati programba bevont nemesített acélszalagok kémiai összetétele

Egyes anyagok több krómot tartalmaznak, ami itt magától értetődő, lévén ezek Cr-mal kissé ötvözött rugóacélok. A melegen hengerelt és a *Silco Rt.* által gyártott nemesített acélszalagok mellett az M1-C75 és F1-C75 anyagokat (Ck75) az *A-LAP Kft.* nemesített acélszalagként vásárolta. A vizsgált acélszalagok kémiai összetételére jellemző a szabványos határértéket (0,025%) meg sem közelítően kis kén-tartalom, ugyanakkor a több gyártási adagra is kiterjedő vizsgálatok során előfordult olyan tekercs is, amelyben 350 ppm kén volt mérhető. Az esetenként kirívóan nagy Cu-tartalom és H-tartalom (8,02 ppm) rontja a nemesített acélszalag szívósságát és a kifáradással szembeni ellenállását. Az M1-C75 anyag Al-tartalma a legnagyobb: ez kedvező a gáztalanítás és a szemcsefinomítás szempontjából.

### 3.1.2. A szövetszerkezet vizsgálatának eredményei

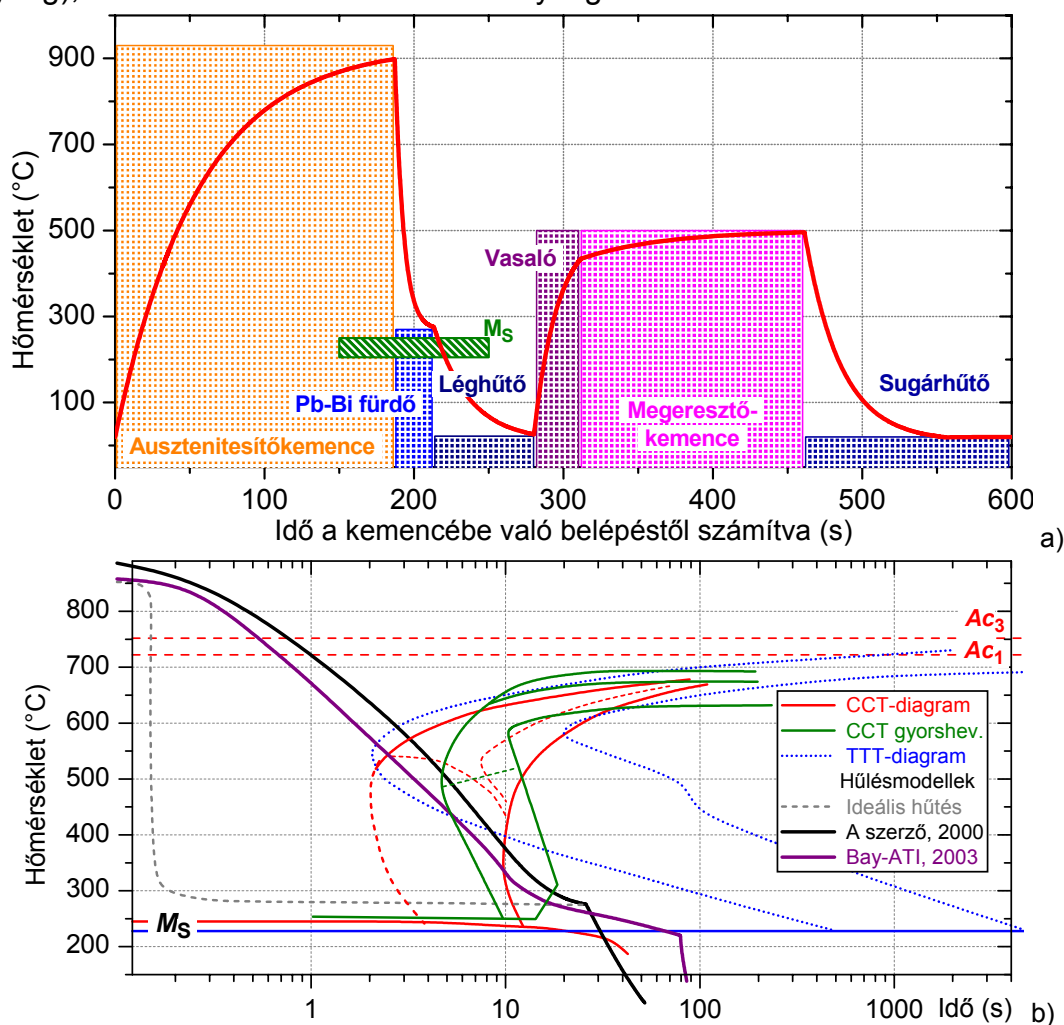
Metallográfiai vizsgálatot végeztem az acélszalagok szövetszerkezeti eltéréseinek megállapítása céljából. A megeresztett martenzit ferrit és vas-karbid képezte finom elegyéről a háromfajta csiszolat egyikén sem állapítható meg érdemi eltérés sem a szövetszerkezet (F3-1. ábra), sem a keménység (5. táblázat) alapján. Sósavas pikrálos maratás után az elsődleges ausztenit  $d_{Ap}$  szemcsék mérete tekintetében mutatkozó eltérés viszont nem jelentéktelen: 20–22, illetve 28–30 mikrométer.

A fémmikroszkóp felbontóképessége kicsi ahhoz, hogy a nemesített acélszalag finom eltérései megjelenjenek. A maratott felületeken végzett pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatok és a Bay-ATI-ban, replika mintákon végzett transzmissziós elektronmikroszkópi vizsgálatok feltárták a karbidszerkezet szubmikronos eltéréseit (F3-2. ábra), de ezek a vizsgálatok sem adtak jó alapot az eltérések számszerűsítésére. A vizsgálóberendezések korlátai és főleg a minta sajátosságai okozták ezt, de a minőségi eltérést nagyon egyértelműen mutatják a mikroszerkezet konvencionális elektronmikroszkópiai módszerekkel látható szintjén.

A munka az egyes gyártók nemesített acélszalagjainak összehasonlítása után a Silco-anyagok fejlesztésére irányult. Ennek keretében a technológiai sor minden fázisát elemeztük. A melegen hengerelt acélszalagot két menetben, négy, illetve egy szúrással hidegen hengerelték a kiinduló méretről a végleges vastagsági méretre (3,0 → 1,50 → 1,25 mm). A hideghengerlést megelőzően, majd az előhengerlés után végezték a lágyításokat, 680°C-on. A hideghengerlési és lágyítási fázisokban a tekercs belső és külső végéből származó minták szilárdsága között 20–25%-os eltérés is előfordult. A tekercs végein helyenként dekarbonizáció és szemcsedurvulás lépett fel. A hideghengerelt szalagot köröllön hasították a kívánt szélességi méretre.

A nemesítés a *Silco Rt.* folyamatos nemesítősorán (Ebner-sor) történt (6.a ábra). A 930°C-ra fűtött, földgáztüzelésű Rau-Böing-kemencében az acélszalag védőgázos fűtőalagútban halad. A C75 acélra 800–840°C az ajánlott ausztenitesítési hőmérséklet lassú hevítéskor. A nemesítősoron a rövid idő miatt jelentős túlhevítés szükséges. Az egyensúlyi  $A_{c3}$  hőmérséklet feletti „hőn tartás” kb. 140 s volt, az elért maximális hőmérséklet kb. 900°C. E feltételek között az ausztenit teljesen nem homogenizálódik – amint ez látható az F3-1. ábrán –, de a nemkívánatos szemcsedurvulás megkezdődik. Az inhomogenitás mértékét a hideghengerelt szalag karbidjainak mérete és eloszlása erősen befolyásolja.

A lehűlés első szakasza a 270°C-os Pb-Bi hűtőfürdőben megy végbe, majd a fémolvadékból kilépő acélszalag fűvott levegőn hűl le teljesen; ekkor alakul át az ausztenit bénit, martenzit és maradék ausztenit elegyév. A megeresztési hőmérsékleten eltöltött kb. 4 perc elegendő a martenzit és a bénit megeresztődéséhez. A C75 acél  $M_s$  hőmérséklete a Capdevilla-formulával [114, 115] 215–250°C. A fémfürdős lehűtés nem egy „rendes” martemperálás, ugyanis az ausztenit → martenzit átalakulás előtt elkezdődik a bénites átalakulás, az ausztemperálódás. A több forrás egyesítésével rajzolt, de szükségszerűen csak sematikus, „vegyes” ausztenitátalakulási diagram (6.b ábra) szerint is az edzés bénit + martenzites szerkezetet hoz létre. Egyedi megoldással kivett mintadarabon megmértem a keménységét, amely 743–752 HV10 volt (a *Felde Imre* által kidolgozott modellből [116] 760 HV10 a becsült várható keménység); a bénitmentes martenzit keménysége méréseim szerint ~950 HV is lehet.



6. ábra – A nemesítés technológiai sémája a nemesítősori berendezések megnevezésével (a), a szalag lehűlése az edzési fázisban (b); forrásábrák [117, 118, 119, 120]: F4-3–6. ábra

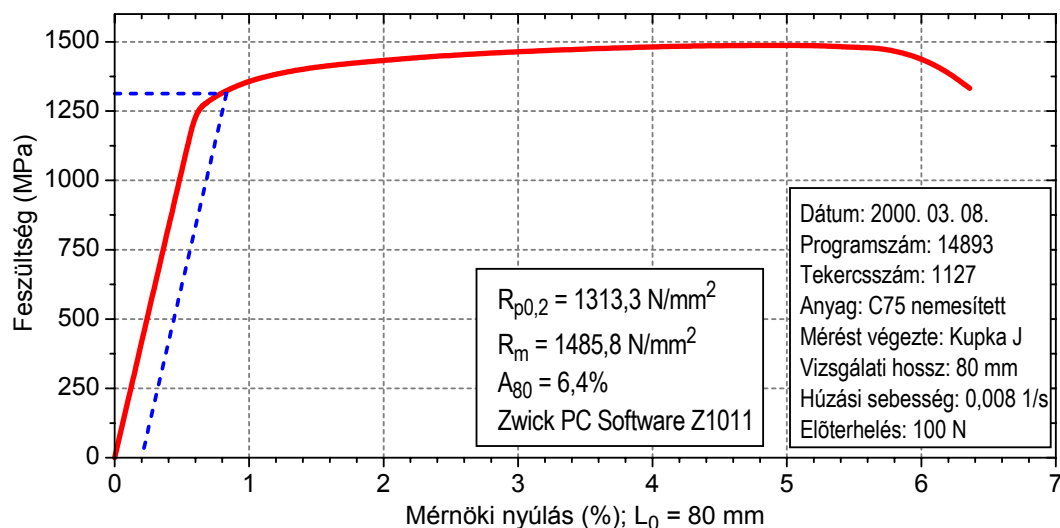
A nemesítősoron végzett kísérletek révén jutottam hozzá az acélszalag nemesítését megelőző gyártási állapotokhoz is. A hideghengerlés egyes szakaszai között lágyított szalagokban jelentős különbség mutatkozik a tekercsek belső és külső vége között; a külső vég a harangkemencébe helyezett acéltekercs külső meneteit jelenti, a belső vég pedig a tekercs belső részén található. A lágyított állapotban a belső vég szövetszerkezetét ferrit és szferoidit finom elegye alkotja (F3-3.a, c ábra). A külső vég szövete sokkal durvább karbidokat tartalmaz, amelyek szinte kizárólag a ferritszemcsék határain helyezkednek el (F3-3.b, d ábra). Az acél helyenként tartósan ausztenitesedett, amit a lehűléskor képződött lemezes perlit megjelenése mutat; e jelenség a szferoidizálási hőmérséklet túl nagy értékére utal. A durvakarbidos szerkezet a nemesítéskor kedvezőtlen, ugyanis fékezi az ausztenit homogenizálódását. A túlságosan hosszú idejű vagy / és nagy hőmérsékletű szferoidizálás során a karbidok és a ferritszemcsék is eldurvulnak, különösen a tekercs külső végén (F3-3.d ábra).

Arról nem jutottam adathoz, hogy a tekercsvégi inhomogenitások a tekercsek anyagának mekkora részére terjednek ki. A tekercsek közepéről sem lehetett mintát kivenni, csak a nemesítés után. A nemesített szalagok salakossága helyenként nagyon durva, olykor 300 mikrométeres salakzárványok is előfordulnak (F3-4. ábra). Ez a kohászati alapanyaggyártás dúsulási problémáira [121] vezethető vissza. A nemesítés után nagy különbségek mutatkoztak a két tekercsvég között az elsődleges ausztenit szemcseméretében (F3-5. ábra). C60-as acélszalagokkal végzett kísérletek szerint a nemesítősoron való áthúzási sebesség 10%-os növelése szemcsefinomodást eredményezett, de további kísérleteket erre nem végeztem. A hideghengerléshez kapcsolódó két lágyítás időtartama alatt erősen és egyenetlenül durvult a karbid-szerkezet. Ennek mérséklésére javasoltam azt a megoldást, hogy a második lágyítás időtartamát és/vagy hőmérsékletét csökkentsék, ekkor ugyanis már nem kell a melegen hengerelt szalag perlitjét hosszú ideig szferoidizálni, csak az alakítási keményedés hatását kell eltüntetni az újrakristályosítás révén. Ennek gyakorlati igazolására nem került sor a technológiai feltételek kötöttsége miatt, de éppen e megoldással találkoztam a *Böhler Precision Strip GmbH*-ban, ahol 2012-ben egy vadonatúj üzemelt hoztak létre, és az itt működő harangkemencék alkalmasak a rugalmasabb menetrendre. A hőkezelés és a képlékenyalakítás technológiai tényezőit általában erősen bizalmas adatként kezelik a gyártók; ezért volt páratlan lehetőség a *Silco Rt.*-vel való együttműködés (ugyanakkor nagy kihívás is a feladat).

### 3.1.3. Az alapvető mechanikai tulajdonságok

Az alapvető mechanikai tulajdonságok összehasonlítására elvégzett szakítóvizsgálat – amelynek egy jellegzetes szakítódiagramja látható a 7. ábrán – és keménységmérés eredményeit az 5. táblázat tartalmazza. A megadott értékek 3–13 db minta eredményeinek átlagát jelentik; zárójelben a szórásmezőt tüntettem fel. A mintaszám nagy eltérései abból adódnak, hogy az S1-C75Cr alapanyagot nemesített acélszalaggá feldolgozó *Silco Rt.* minőségellenőrzési gyakorlatában 10 db próbatestet szakítottak el, de a kontrakciót nem vizsgálták; ezt saját mérésekből határoztam meg. A saját vizsgálatokban általában 3-3 db próbatestet szakítottam. Az eredményekből az derül ki, hogy a szakítóvizsgálati mérőszámokban nincs gyakorlati jelentőséggel bíró eltérés a különféle eredetű nemesített szalagok között.





7. ábra – A S1-C75Cr nemesített acélszalag egy próbatestének szakítódíagramja

	Acél jele	$R_m$ (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	$A_{80}$ (%)	$Z$ (%)	HV0,5
1.	S1-C75Cr	1466 (83)	1277 (54)	6,3 (0,6)	30,6 (0,7)	418 (39)
	Tekercs eleje	1485 (8)	1297 (46)	6,3 (0,8)	–	415 (14)
	Tekercs közepe	1452 (6)	1303 (4)	6,0 (0,6)	–	408 (16)
	Tekercs vége	1406 (8)	1263 (10)	6,2 (0,6)	–	430 (39)
2.	M1-C75	1431 (15)	1279 (14)	6,1 (1,0)	33,7 (0,2)	430 (30)
3.	F1-C75	1453 (8)	1240 (6)	6,0 (0,5)	26,1 (0,6)	432 (49)
4.	S1-C60_1402	1409 (32)	1280 (38)	4,9 (0,6)	–	434 (32)
5.	A2-75Cr1	1497 (8)	1304 (34)	6,1 (0,6)	–	406 (29)
6.	O2-C75	1458 (35)	1287 (30)	6,3 (0,5)	–	405 (46)
7.	S2-C75Cr	1465 (5)	1291 (16)	6,2 (0,6)	–	437 (48)
8.	M2-C75	1440 (11)	1272 (18)	6,2 (0,8)	31,4 (0,9)	429 (11)

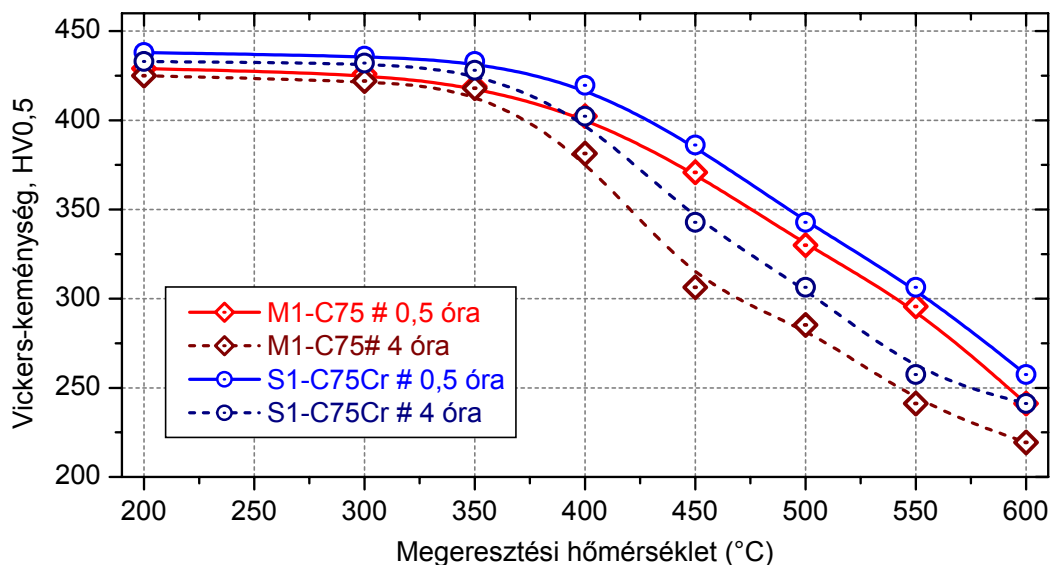
5. táblázat – A vizsgált nemesített acélszalagok alapvető mechanikai tulajdonságai; az átlagértékek mögött zárójelben a szórásmező terjedelme van megadva

A kísérleti gyártásban elkészült S1-C75Cr jelű, 155×1,25 mm méretű nemesített acélszalagra a részletezett mechanikai tulajdonságokat az 5. táblázat a tekercs két végére és a közepére vonatkozóan is tartalmazza. Az egyes szalagszakaszokon a szakítóvizsgálati mérőszámok szórása kicsi, s bár az acélszalag egészen már nem jelentéktelen, de sem a szakítóvizsgálattal, sem a metallográfiai vizsgálattal – beleértve a keménységmérést is – nem találtam igazán lényeges eltérést a különböző helyről kivett minták között.

### 3.1.4. A megeresztésállóság vizsgálata

A különféle alapanyagok edzési viselkedésének és megeresztésállóságának vizsgálata arra irányult, hogy ellenőrizzem az eltérő mechanikai viselkedésűnek talált alapanyagok hőkezelése után esetlegesen megmutatkozó eltéréseket. Az edzési kísérleti programot 10×30 mm-es lapkák 800, 850 és 900°C-ról 3, 6 és 9 perces ausztenítés után vízben való edzése jelentette. A kétféle vizsgált anyag hasonló módon viselkedett. A legnagyobb keménységet (960 HV0,5) 800°C-ról 6 perc idejű ausztenítés utáni edzéssel lehetett elérni. A megeresztésállóságot a nemesített acél különféle hőmérsékletű és időtartamú megeresztésével és keménységméréssel

vizsgáltam. A keménységváltozás azt mutatta (8. ábra), hogy azonos jelleggel csökken a keménység: 350°C-ig nincs változás 72 órás hőn tartás esetén sem. A 350°C feletti hőmérsékleteken az S1-C75Cr acélok keménysége kevésbé és kevésbé csökken.



8. ábra – A keménység változása különböző megeresztések után

A szalagfűrészlap-gyártó a kísérleti céllal előállított, nemesített acélszalagokból rönkhasító szalagfűrészlapokat gyártott, és ellenőrzött körülmények között vágási kísérletsorozatot hajtott végre. Ezek tapasztalatai szerint a *Silco Rt.* által nemesített acélszalagokból gyártott szalagfűrészlapok teljesen azonos módon viselkedtek, mint a referenciaként más gyártók nemesített acélszalagjaiból gyártott szerszámok, kivéve egy fontos tulajdonságot. A Salgótarjánban nemesített acélszalagokból készült szalagfűrészlapok minden vágási ciklus (két élezés közötti idő) végére elveszítették a hengerlési feszültségállapotukat, ezért újra kellett őket szabályozni, míg a referencia szerszámok 3–4 vágási ciklust is teljesítettek újragerendelés nélkül.

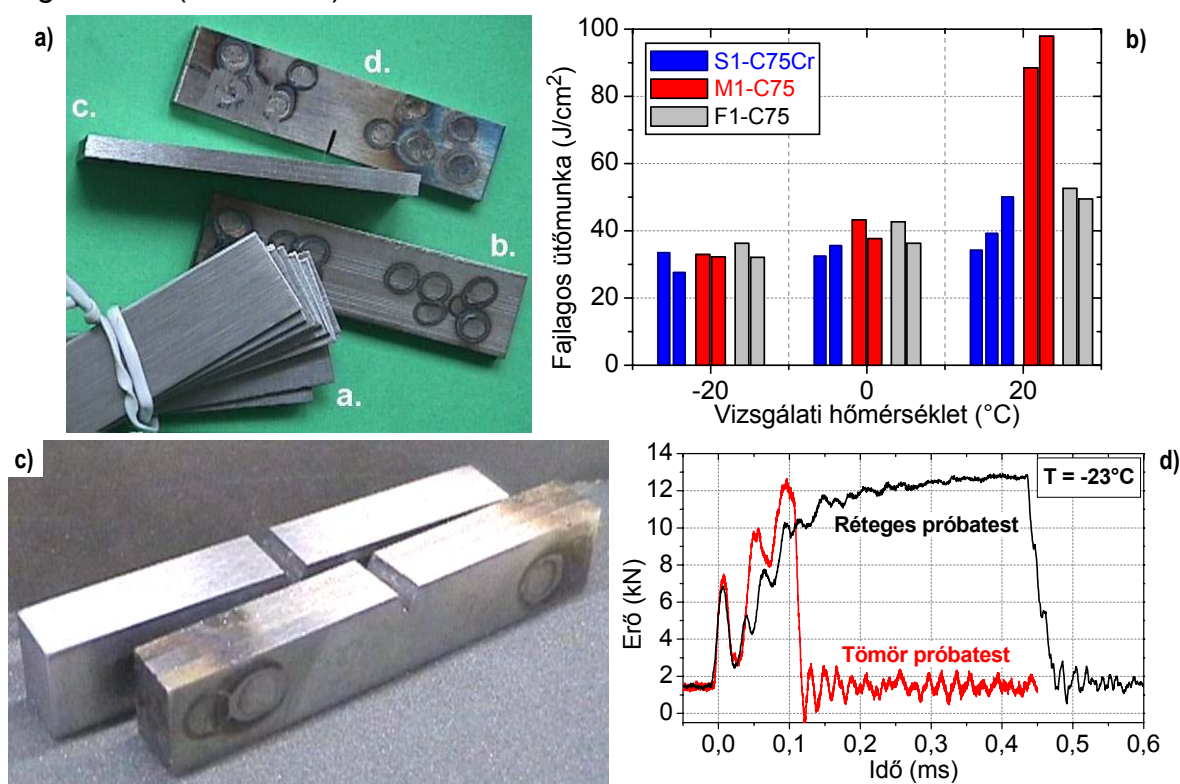
Ez a felhasználói tapasztalat továbbra is nyitva hagyta a kérdést: milyen tényezők okozták ezt a jelentősen eltérő mechanikai viselkedést? A kérdés megválaszolására irányuló törekvéseimben nemszokványos (ma divatos kifejezéssel: unortodox) anyagvizsgálati módszerekkel igyekeztem előrejutni.

Figyelembe véve az összes, eddig említett vizsgálati jellemzőt, egyedül az ausztenit-szemcseméret tér el jelentősebben az S1-C75Cr (hazai gyártású) acélszalag és a másik két gyártó anyaga között. E szövetszerkezeti sajátosságra is tekintve újabb kutatómunkát indítottunk a mikroszerkezeti tényezők hatásának alaposabb feltárása érdekében. Ugyanakkor azzal a ténnyel is kezdeni kellett valamit, hogy a mechanikai viselkedés jelentős eltérései nem mutatkoznak meg a hagyományos szakítóvizsgálati mérőszámokban. Ezért dolgoztam ki olyan vizsgálatokat, amelyekből az acélszalagok mechanikai viselkedésének mélyrehatóbb jellemzése volt remélhető. Annak érdekében, hogy a különféle acélszalagok mechanikai tulajdonságairól és fűrészlapként való viselkedésük egyes meghatározó tényezőiről eddig rejtett részleteket tudjunk meg, kiegészítő mechanikai vizsgálatokat végeztem, nevezetesen:

- módosított Charpy-féle ütővizsgálat,
- Navy-vizsgálat (angolul: Navy tear test),
- szakítóvizsgálat bemetszett próbatestekkel,
- fárasztóvizsgálat bemetszett próbatestekkel.

### 3.1.5. Új, vékony lemezekre alkalmas ütővizsgálati módszer kidolgozása

A klasszikus Charpy-féle ütővizsgálat az acélok ridegtörési hajlamának ellenőrzésére szolgál. Tekintettel az acélszalag kis vastagságára, szabványos próbatest nem készíthető. Annak érdekében, hogy összehasonlításra alkalmas információhoz jussak a különböző gyártású szalagok ez irányú tulajdonságairól, méret alatti és teljesen egyedi próbatesteket készítettem. A 9.a ábra szerint a próbatesteket 3–3 db, 10×55 mm méretű lapkából ellenállás-ponthegesztéssel összehegesztettem. A méretre köszörülés után szikraforgácsolással 0,30 mm szélességű és 3,00 mm mélységű U-bemetszés került a próbatestekbe, amelyeket különböző vizsgálati hőmérsékleteken törtem el. Az eredményeket a 9.b ábra foglalja össze. A vizsgálat módszerén kívül a próbatest semmilyen szabványos feltételnek nem felel meg; ami miatt mégis fontosnak tartom, az az, hogy egészen kicsi a szórása, így az összehasonlításra teljesen alkalmasnak bizonyult. A későbbiekben a réteges próbatestek módszerét sikeresen validáltam: C45-ös acél anyagú próbatestekkel végeztük el a műszerezett ütővizsgálatokat (9.c-d ábra).

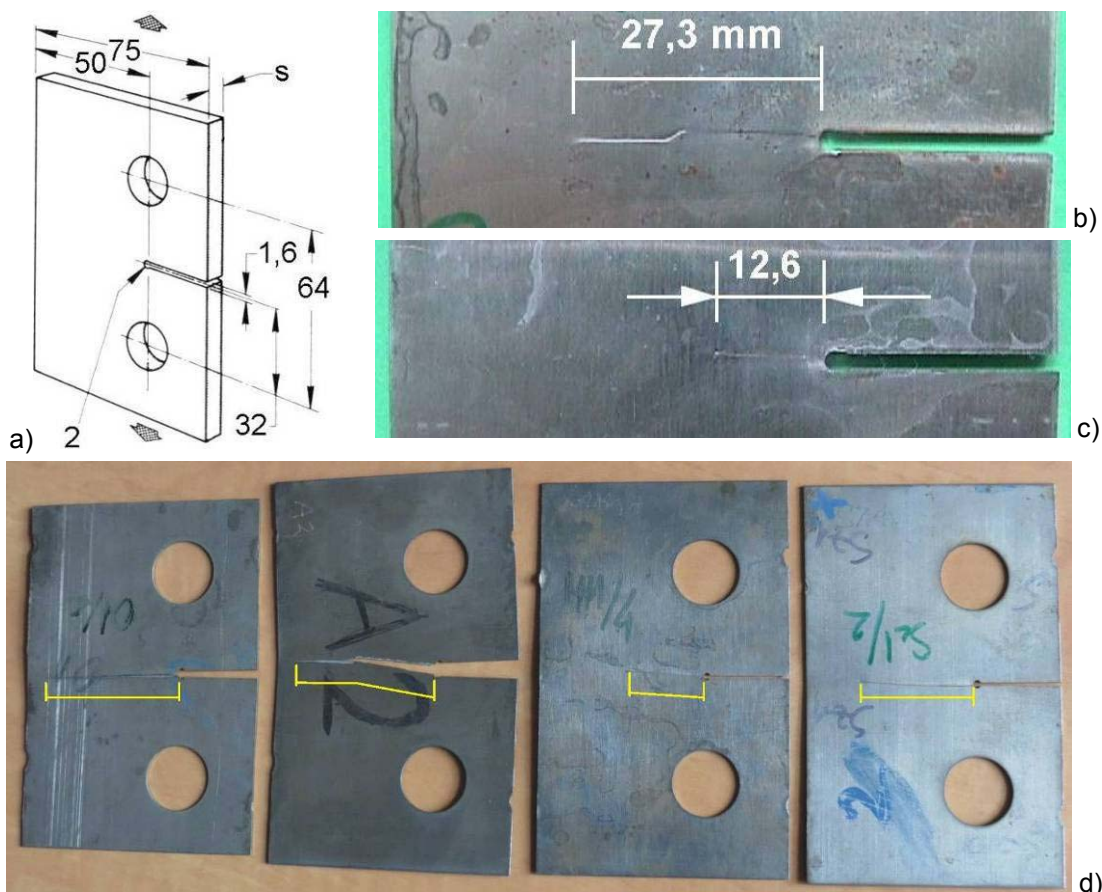


9. ábra – Ütővizsgálati réteges próbatestek készítésének fázisai (a), a C75-ös acélok ütővizsgálatának eredményei (b). A réteges próbatesteken nyert eredmények validálására szolgáló, V-bemetszésű, C45 anyagú próbatestek (c) és ütővizsgálati diagramjuk (d)

### 3.1.6. A Navy-vizsgálat alkalmazása

A Kahn-féle Navy-vizsgálatot – az ütővizsgálatához hasonlóan – a ridegtörési hajlam jellemzésére és a szívós–rideg átmeneti hőmérséklet meghatározására fejlesztették ki [122, 123, 124, 125, 126]. A 10.a ábrán látható alakú próbatesteket azonban nem téptem el, csak berepesztettem; csak szobahőmérsékleten, az elcsavarodást is gátló készülékbe fogva azokat. A próbatest elkészítéséhez vízsugaras vágást alkalmaztam, ügyelve a vágási ferdeség elkerülésére. A húzási sebesség az 1,25 mm vastag lemezeknél 2,0 mm/perc volt. Az összehasonlító vizsgálatot csak az azonos vastagságú S1-C75Cr és az M1-C75 jelölésű C75-ös acélon végeztem (az F1-C75 anyag vastagsága 1,21 mm volt).





10. ábra – A Navy-vizsgálat próbatestének vázlata (a), elrepszett 1,25 mm-es (b, c) és 1,10 mm-es próbatestek (d), illetve részletének: (b-c) fényképe

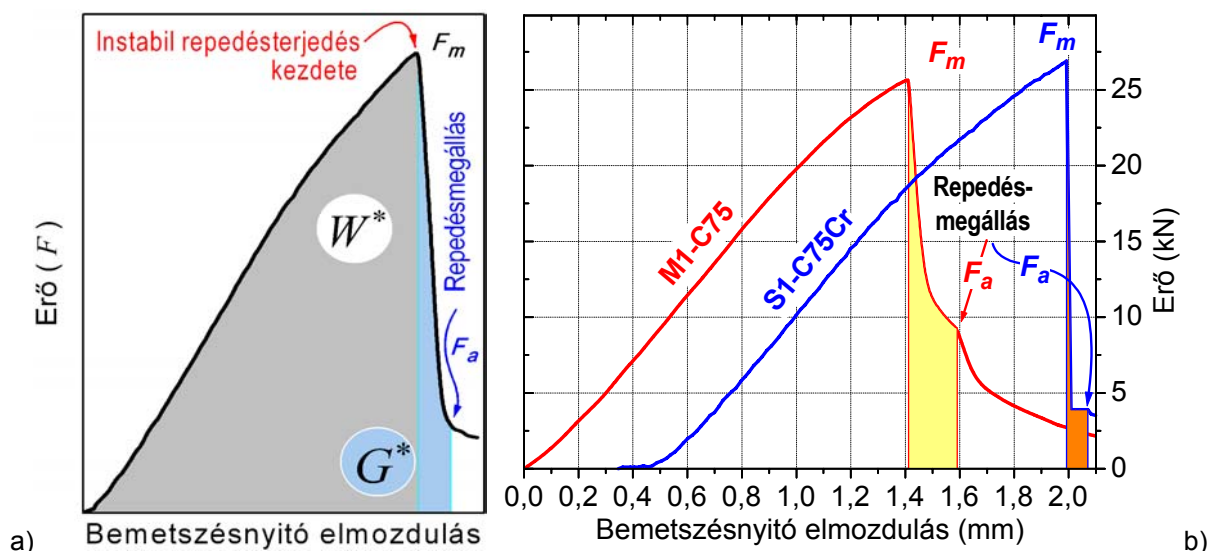
A kutatás egy későbbi fázisában 0,80 és 1,10 mm vastag, C60-as és C75-ös kísérleti anyagokat is vizsgáltam 1,0 és 2,0 mm/perc húzási sebességgel. Az 10.b-d ábrán láthatók a próbatestek a vizsgálat elvégzése utáni állapotukban, a 11. ábrán pedig egy sematikus és két, méréssel felvett erő-elmozdulás diagram.

A lekerekített repedést modellező próbatest repesztésekor felvett erő-elmozdulás diagram több adata is felhasználható annak a jellemzésére, hogy a lemezekben milyen feltételek mellett indul meg az instabil repedésterjedés, továbbá, hogy milyen az anyag repedésmegállító képessége. A hagyományos értékelés arra szolgál, hogy a különböző hőmérsékleteken végzett tépővizsgálatokból meghatározzuk a szívós–rideg átmeneti hőmérsékletet. Ehhez az erőmaximumot, továbbá a repedésterjedés előtt és a teljes törésig elnyelt energiát veszik figyelembe. Az összehasonlító vizsgálatokban én másfajta értékelést dolgoztam ki.

A külső erők a 10.a–c ábrán látható bemetszés (repedés) csúcsa környezetében  $W^*$  munkát végeznek az erőmaximum eléréséig (11.a ábra). Amikor a repedés-csúcsban tárolt energia eléri a kritikus értékét, megindul a repedésterjedés. Amint a repedés terjedéshez szükséges törési energiát már nem fedezi a felszabaduló alakváltozási és kinetikus energia, a repedés megáll [127, 128]. A törési energia főként az új felületek létrehozására fordítódik, vagyis az anyagban mint felületi energia elnyelődik. Ha kevesebb energia szükséges az új felület létrehozásához, akkor hosszabb repedés képződhet a felszabaduló energiából. Ezért a repedés hossza is és energiaigénye is alkalmas a repedésterjedéssel szembeni ellenállás kifejezésére. A 11.b ábrán az erő meredeken eső szakaszának töréspontja jelzi a repedés megállását. Észre lehet venni a repedésterjedés eltérő sebességét [129] és lefékeződési jellegét is.

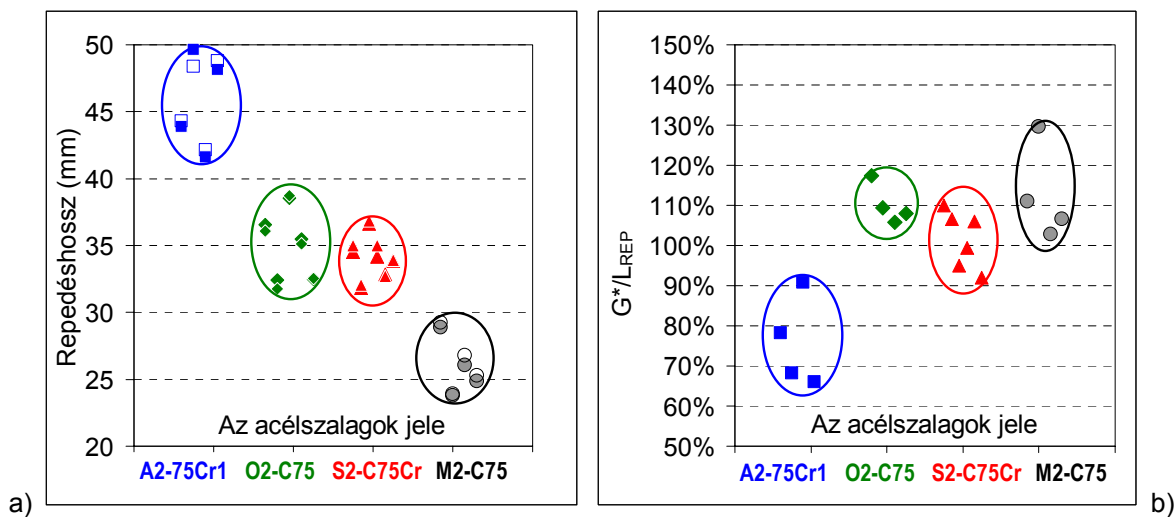
A vizsgált anyagoknál az erőmaximum ( $F_m$ ) és az alakváltozási munka ( $W^*$ ) alig különbözik, ám jelentősen eltér a repedésmegálláshoz tartozó erő ( $F_a$ ), a repedés hossza ( $L_{rep}$ ) és a repedés terjedésekor felszabaduló alakváltozási energia ( $G^*$ ). Ez utóbbi repedésmegállítási munkának tekinthető, és jól jellemzi az anyag repedésterjedéssel szembeni ellenállását. A vizsgált anyagok közti különbségeket a legerősebben a felszínre hozó értékelésnek az bizonyult, ha a repedésterjedési hosszt, valamint a repedésmegállítási munkának az egységnyi repedéshosszra (vagy esetleg az egységnyi töretfelületre) fajlagosított értékét, a  $G^*/L_{rep}$  (J/mm) fajlagos repedésterjedési energiaveszteséget hasonlítom össze. Mivel az elmozdulásokat a szakítógépjét útmérési adataiból vettem, a munka- és energiaértékeket csillaggal jelölöm.

Az 1,25 mm vastagságú próbatesteken az S1-C75Cr anyagra nézve a  $G^*$  repedésmegállítási munka csak ~30%-a volt az M1-C75 anyagénak (11.b ábra). Az utóbbi anyagnak ez a nagyobb szívóssága abban is kifejeződik, hogy a repedésterjedési szakaszt követően a repedés megállása jelentősen rövidebb úton ( $a_A = 12,9$  mm átlagosan) következett be, mint az S1-C75Cr anyagnál ( $a_A = 27,5$  mm).



11. ábra – a) Vékony lemez sematikus, tépővizsgálati erő-elmozdulás diagramja (a) az alapvető vizsgálattechnikai fogalmakkal és az értékeléshez használt egyszerű törésmechanikai kritériumokkal; b) 1,25 mm vastag C75-ös acélok tépővizsgálati diagramjai

A 4. táblázat 5–8. sorszámú, 1,10 mm vastagságú, C75 típusú, nemesített acélszalagjainak összehasonlításakor a repedéshosszak és a fajlagos repedésterjedési energiaveszteségeket – amely fajlagos repedésmegállítási munkaként mint anyag tulajdonság is értelmezhető – vettem össze a 12. ábrán látható eredmények alapján. A 12.b ábrán a  $G^*/L_{rep}$  értékei a négyféle anyag összesen 26 db próbatestének átlagához (ez a 100%) viszonyítva vannak megadva. Szembeötlő, hogy a Silco-ban nemesített acélszalagok között is az A2-75Cr1 anyag mindkét összevetésben a legkevésbé szívós anyagnak bizonyult. A repedéshosszakat tekintve az M2-C75 jelű referenciaanyag bizonyult a legjobbnak. A kohászati alapanyagként azonosnak tekinthető (ugyanattól az osztrák gyártótól származó) két anyag – az O2-C75 és az M2-C75 – mindegyik adatpontja az átlag feletti. Ugyanakkor a repedéshosszakban érdemi különbség mutatkozik közöttük. Nyilvánvaló a fentiekből, hogy ezek a sajátos eltérések a kohászati alapanyag eltérésén túl a nemesített acélszalag gyártási körülményei meghatározta mikroszerkezeti sajátosságokkal is kapcsolatosak.



12. ábra – C75 típusú, 1,10 mm vastag acélszalagok Navy-vizsgálati eredményei

### 3.1.7. Szakítóvizsgálat bemetszett próbatestekkel

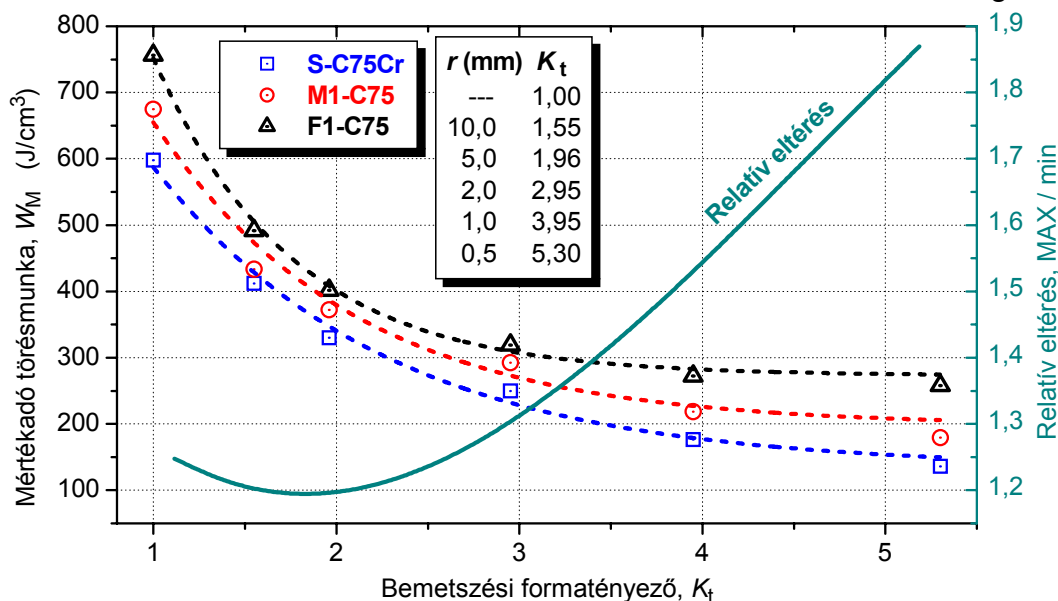
A bemetszett próbatesteken végzett vizsgálatokkal jellemezhető az adott anyag bemetszésérzékenysége, a törésre vezető terhelésekkel szembeni ellenállásának mértéke. A szalagfűrészlapok elsőszámú károsodásában, a fogtőrepedésben, alapvető szerepet játszik a fogtő mint bemetszés feszültséggyűjtő hatása; ezért a bemetszésérzékenység meghatározása fontos eredményt szolgáltat a különféle alapanyagok eltéréseinek megadásához. A vizsgálatokhoz bemetszés nélküli (közönséges szakítópróbatest), továbbá  $r = 10, 5, 2, 1$  és  $0,5$  mm lekerekítési sugarú bemetszésekkel készített próbatesteket használtam. Az azonos bemetszésű próbatestek egyidejűleg, egy felfogásban készültek szikraforgácsolással; így a próbatestek gyártási eredetű eltérését kizártam. Az F3-7. ábra egy ép és egy törött,  $1,0$  mm-es bemetszésű próbatest részletét mutatja, a próbatestek méretét pedig az F3-8. ábra. A próbatestek szakítása, a Navy-vizsgálathoz hasonlóan, MTS810 anyagvizsgáló gépen, szobahőmérsékleten történt,  $0,1$  mm/s sebességgel.

A magyar törésmechanika fejlődésének hőskorában, a bemetszett próbatesteken *kontrakciós munkaként* meghatározott anyagvizsgálati jellemző bevezetése Gillemot László, Sinay Gábor, Czoboly Ernő, Ziaja György és Havas István nevéhez fűződik [130, 131, 132, 133, 134, 135]. Ennek az elvnek a törésmechanika fejlődésében elfoglalt jelentőségét jelzi az, hogy a törésmechanika legjelentősebb állomásait ismertető munkájában Guy Pluvineau professzor a hét alapvető törésmechanikai kritérium egyikeként a Gillemot-féle lokális energikritériumot jelöli meg [136]. A globális energia-kritériumot ezt követően dolgozta ki Rice és Cserepanov [137, 138]. A szakítóvizsgálati adatokból a (2001 decemberében visszavont, de általam ma is igen hasznosnak tartott) MSZ 4929:1976 *Fémek fajtálos törésmunkájának meghatározása* szabvány alapján határoztam meg a mértékadó törésmunkát a következőképpen:

$$W_M = 0,5 \cdot (R_{p0,2} + R'_u) \cdot \ln \frac{S_0}{S_u} \quad (\text{J/cm}^3)$$

Különböző bemetszésű próbatesteken meghatároztam a mértékadó törésmunkának a bemetszés  $K_t$  formatényezőjétől való függését (13. ábra). A  $K_t$  értékeit a húzásra terhelt, lapos, U-, illetve V-bemetszésű rudakra a Neuber-formula, továbbá (Appl és Koerner adatai alapján) a Peterson által kidolgozott nomogramok tartalmazzák [139, 140, 141, 142]. A bemetszési formatényezőnek a próbatesteimre vonatkozó értékeit a 13. ábrán feltüntettem.

A diagram tartalmazza a 4. táblázat 1–3. acéljára nézve a mértékadó törésmunka változását. A mértékadó törésmunka szempontjából a bemetszés nélküli próbatesteken is és a bemetszettekben is ugyanabban a sorrendben következnek az egyes gyártók anyagai. Az anyag „bemetszéssel szembeni ellenállása” annál jobb, minél nagyobb a  $W_M$  értéke. A tapasztalat szerint  $200 \text{ J/cm}^3$  alatt már nagyon kicsi az anyag szívóssági tartaléka,  $100 \text{ J/cm}^3$  alatt pedig már ridegtöréssel van dolgunk. A három anyagra kapott eredményeket elemezve látható, hogy a legnagyobb és a legkisebb törésmunka aránya a nagysugarú bemetszésekénél a legkisebb, de a bemetszés élesedésével rohamosan növekedni kezd. Ez azt jelenti, hogy az egyes acélok viselkedésének eltérései éles bemetszések kialakulásakor nagyon erősen megmutatkoznak. A F1-C75 acélnak volt a legnagyobb a törésmunkája, ez tekinthető tehát a bemetszéssel szemben leginkább ellenállónak. Az S1-C75Cr és az M1-C75 anyag közötti különbségek is nagyon egyértelműek. Azt, hogy e különbségnek milyen más kifejeződései és mikroszerkezeti okai vannak, a továbbiakban mutatom meg.



13. ábra – A mértékadó törésmunka változása bemetszett próbatesteken mérve

### 3.1.8. A kifáradási jellemzők vizsgálata

A szalagfűrészlapok leglényegesebb üzemi terheléseinek szinte mindegyike ismétlődő terhelés; együttesük mint fárasztó igénybevétel, elindítja mind a feszültség-szerkezet destabilizálódását, mind pedig a fáradásos töréses jellegű tönkremeneteket. Éppen ezért nyilvánvalónak mondható, hogy a szalagfűrészlap alapanyagok fárasztóvizsgálata a más vizsgálatokkal láthatatlan eltéréseket is felszínre hozhatja; amennyiben a vizsgálati feltételek erre teret adnak, kvantitatív jellemzést ad az acél-szalagok kifáradással szembeni ellenállásáról.

Ugyanazoknak a „sima” és bemetszett próbatesteknek a felhasználásával, amelyeket a bemetszésérzékenységi vizsgálatokhoz használtam, fárasztóvizsgálatokat végeztem a nemesített szalagok kifáradási jellemzőinek alaposabb megismerése céljából. A szalagfűrészlap üzemi terheléseit már bemutattam az 1. fejezetben; ebből egyértelmű, hogy a hagyományos forgató vagy húzó-nyomó fárasztógépeken végzett fárasztóvizsgálattal az üzemi terhelés még megközelítőleg sem rekonstruálható. Alkalmasság, kísérleti célú szalagfűrészlap soha nem állt rendelkezésemre. Mindezeket a körülményeket mérlegelve döntöttem úgy, hogy az üzemi terhelési feltételek rekonstrukciójának reménytelen hajszolása helyett a lehető legegyszerűbb és a kísérleti fel-



tételekben legpontosabb megoldást választom: a kisciklusú, illetve kvázikisciklusú fárasztást. A lemez próbatestek geometriai sajátosságaiból és a folyáshatár / szakítószilárdság arány igen nagy értékéből (0,85–0,90) adódóan a folyáshatárhoz közeli értékre választottam a középfeszültséget, és kis feszültségamplitúdót alkalmaztam. Az összehasonlítást legjobban szolgáló vizsgálati feltételeket éppen ennek a kutatási feladatnak az elvégzésével sikerült meghatározni és továbbiakban is alkalmazni.

Az erővezérléses fárasztóvizsgálatokat az *AGMI Rt.*-ben végeztem; ott állt rendelkezésre kellően gyors berendezés. Az első vizsgálati szakasz az 1,25 mm vastag,  $r = 1,0$  mm sugárral bemetszett próbatestekre terjedt ki. A 960 MPa statikus névleges középfeszültséget jelentő erő 24 kN, amely erő körül  $\pm 4$  kN erőamplitúdóval folyt a fárasztás, 12 Hz frekvenciával. Az eredményeket a 6. táblázatban foglaltam össze:

Acél	$F_{\max}$	$F_{\min}$	$\sigma_{\text{névl}_{\max}}$	$\sigma_{\text{névl}_{\min}}$	Törési ciklusszám	Átlag
S1-C75Cr	28,0	20,0	1 060	760	4859–5224	4795
M1-C75	28,0	20,0	1 060	760	6997–7811	7360

6. táblázat – A kisciklusú fárasztás vizsgálati jellemzői és eredményei

Az előző szakaszban láttuk, hogy az S1-C75Cr-anyag bemetszésérzékenysége kedvezőtlenebb, mint az M1-C75 anyagé. A kisciklusú fárasztás eredményeiből pedig az világlik ki, hogy az S1-C75Cr anyag a fáradásos repedésterjedéssel szemben is kevésbé ellenálló. A további kutatásokban a bemetszésérzékenység és a kisciklusú fáradás együttes vizsgálatára, továbbá a szalagfűrészlapok hegesztett kötéseinek a vizsgálatára is sor került. Ebben a kutatómunkában a hegesztési technológia számos tényezőjének szerepét feltártuk. A jelen értekezésbe azonban ezeket az eredményeket nem kívánom bevonni, mivel ennek szép összefoglalását adta *Magasdi Attila*, a témavezetésemmel végzett kutatómunkájának eredményeit ismertető, 2009-ben sikeresen megvédett PhD-értekezésében [101].

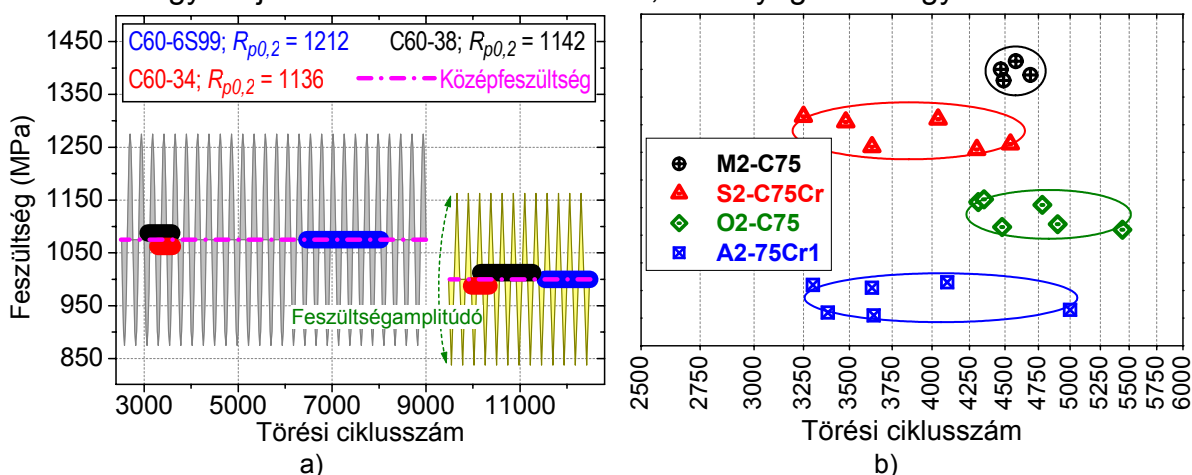
A *Silco Rt.*-ben végzett gyártási kísérletek keretében különféle vastagságú, C60-as anyagminőségű acélszalagok is készültek különféle gyártástechnológia feltételekkel. Ezeken az anyagokon elemeztem az anyagok közötti összehasonlításra alkalmas próbatest-geometriát és a vizsgálati feltételeket. A bemetszés a próbatestek közepén két oldalról szikraforgácsolással készült (F3-9. ábra). A méretazonosság érdekében a próbatestek oldalainak köszörülése és bemetszése egy felfogással készült, amit a végeiknél való összehegesztéssel biztosítottam. A bemetszés U-alakú, a lekerítési sugár  $r = 0,30$  mm. A fárasztást több középfeszültségen is elvégeztem, erővezérléses szinuszos lüktetőterheléssel, általában 5-5 db próbatesten. A 14.a ábra a 0,80 mm vastag C60-as acélszalagokon  $8,0 \pm 1,3$  kN, illetve  $8,6 \pm 1,6$  kN erővezérléssel végzett vizsgálatok törési ciklusszámainak intervallumát mutatja. Az adatsorok háttérében a feszültségamplitúdót és a középfeszültséget is megadtam. Az egyes minták eredeti jelölését csak a megkülönböztetés miatt tartom meg, gyártási eltéréseiket nem ismertetem, mivel az eredményeket sem használom fel a továbbiakban. Azt is meg kell említeni, hogy a C60-6S99 jelű anyag folyáshatára nagyobb a többinél.

A bemetszéstípusokat és a fárasztási feltételeket elemezve arra a következtetésre jutottam, hogy a különféle összetételű és vastagságú alapanyagok – a folyáshatár a szakítószilárdság 0,85–0,90%-a – szalagfűrészlap összehasonlító kisciklusú fárasztási vizsgálataiban a legkedvezőbb feltételek a következők (a terhelési frekvencia 10–16 Hz tartományán):

- A próbatest  $b$  szélességét és a kétoldalról készítendő  $h$  bemetszési mélységét úgy kell meghatározni, hogy  $2h/b = 0,66–0,72$  legyen.

- A bemetszést szikraforgácsolással kell készíteni, a bemetszés lekerekítési sugara legyen 0,30 mm; e helyett előírható a szikraforgácsoló-huzal átmérője.
- A vizsgálati közép feszültség legyen a szakítószilárdság 78–80%-a, illetve a folyáshatár 88–90%-a közül a kisebb. A lüktetőterhelés a vizsgálati közép feszültség 31–33%-a legyen. Összehasonlító vizsgálatban a  $\sigma_{névl_{max}} / R_{p0,2}$  értékeknek az anyagféleségek közötti egymástól való eltérése legyen kisebb, mint 5%.
- Így biztosítható a már reprezentatív eltérést biztosító  $K_t \approx 5$  esetén is a néhány ezres vagy a kvázikisciklusú ( $10^4$ – $10^5$ ) törési ciklusszám s a jó összemérhetőség.

A 4. táblázatban szereplő, 1,10 mm vastagságú nemesített acélszalagok fárasztóvizsgálatához már ezeket a vizsgálati feltételeket alkalmaztam. A négyféle acélszalag fáradási viselkedésében hasonló eltérések jelentek meg, mint amelyekre a Navy-tépővizsgálat is fényt derített (12.b ábra). A fárasztóvizsgálatok a viszonylag kis mintaszám ellenére megerősítették azt, hogy a Cr-ötvöztetésű C75Cr anyagok fáradással szembeni ellenállása mérsékeltebb, mint az azonos forrásból beszerzett, ötvöztelen C75-ös alapanyagoké. A törési ciklusszám mindhárom, a *Silco Rt.* által nemesített anyagnál (A2-75Cr, O2-C75, S2-C75Cr), eléri a referenciaanyagét – az újránemesített O2-C75 gyártójától származó M2-C75-ét –, de lényegesen nagyobb szórással.



14. ábra – A kisciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei. Az a) ábra szemlélteti a lüktetőterhelés jellemzőit is: a közép feszültségeket és a névleges feszültségamplitúdót. A b) ábrán szembeötlő az M2-C75 anyaghoz képest a másik háromra jellemző nagy szórás

A 3.1. szakaszban ismertetett mechanikai vizsgálati és mikroszerkezetvizsgálati eredmények értékeléséből az alábbi fontos következtetések fogalmazhatók meg.

- Az általános, szabványos mechanikai anyagtulajdonságok szintjén formálisan azonosnak minősülő szalagfűrészalap alapanyagok repedésterjedési sajátosságai jelentősen eltérnek, és ezek alkalmas anyagvizsgálati módszerekkel számszerűsíthetők is.
- A nemesített acélszalagok szalagfűrészalap-specifikus mechanikai viselkedésének eltéréseire érzékeny vizsgálati eljárások állnak rendelkezésre: a kisciklusú fárasztás, a törésmunka meghatározása, a Navy-vizsgálat és a réteges próbatetek ütővizsgálata. Mindezekhez kidolgoztam a megfelelő vizsgálati feltételeket.
- A mechanikai viselkedésre erősen kiható, a gyártási körülmények által befolyásolt mikroszerkezeti tényezők közé be kell emelni a Cr-ötvöztetés kedvezőtlen hatását, az elsődleges ausztenit szemcseméretét és a tekercsvégek közötti inhomogenitást.

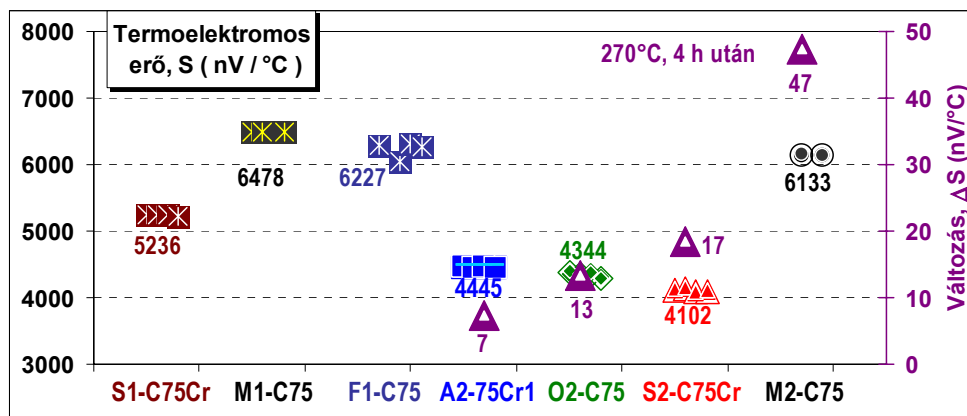
A mikroszerkezeti tényezők további vizsgálata azonban újabb, jelentős kihatású sajátosságokra mutatott rá; ezeket ismertetem a következő alfejezetben.

### 3.2. A nemesített szerkezet „rejtett” jellemzőinek vizsgálata

A 3.1. fejezetben ismertetett kutatómunka 1999 és 2002 májusa között elvégzett első szakasza 2000 áprilisában megszakadt amiatt, hogy az *Académie de Lyon* ösztöndíjával elutaztam az INSA de Lyon francia egyetemre. A *GEMPPM* intézetben (*Group d'Etude de Métallurgie Physique et de Physique des Matériaux*) az *Alain Vincent* professzor irányításával folyó kutatásokba kapcsolódtam be. A további munkám szempontjából is nagyjelentőségű volt mindaz, amit ott megismertem. Itt találkoztam a termoelektromos erő-méréssel, amelynek úttörője a magyar *Maria Telkes* volt [143]. A 2002-ben az Új Széchenyi Terv támogatásával elkezdett, *Verő Balázs*-vezette nagyszabású acélfejlesztési munka lehetőségeit megragadva 2003-ban beszerkeztem a tanszékre egy TechLab gyártmányú termoelektromos erő-mérő berendezést. Ugyancsak ekkor erősödött fel a szalagfűrészlapok ipari káreseteinek elemzése iránti érdeklődés az *A-LAP Kft.* és *Havasi Lajos* cégvezető részéről; volt olyan év, hogy több mint 40 káreset elemzését végeztem el. Folyamatos szakmai támogatást kaptam *Sajó Istvántól* (MTA KKKI → TTKK), aki a röntgendiffrakciós vizsgálatokat végezte. Ezek és számos további mikroszerkezeti vizsgálati lehetőség segítettek ahhoz, hogy káresetek elemzése során feltárt jelenségeket és a 2000-es évek elején elvégzett kutatások eredményeit új adalékokkal kiegészítve tudjam átfogóan értelmezni. Ezek talaján lehetett egy új tudományos összegzést adni a faipari szalagfűrészlapok károsodási folyamatairól s benne a mikroszerkezeti tényezők szerepéről.

#### 3.2.1. A nemesített acél vizsgálata termoelektromos erő-méréssel

A termoelektromos erő (olykor: termoerő) mérésének alkalmazása a fémek anyagok technológiaorientált anyagvizsgálatában Magyarországon még ma is alig ismert. Csak az utóbbi években kezdte el alkalmazni néhány kutatóműhely Budapesten és Miskolcon [144, 145, 146, 147]. Ez azért is különös, mert már viszonylag régóta felhívták e vizsgálatra a figyelmet a magyar nyelvű szakmai folyóiratokban [148, 149, 150, 151] is. A termoelektromos jelenségek fizikai alapjait [152] és alkalmazási lehetőségeit másokhoz [153, 154, 155] csatlakozva magam is bemutattam [156], ezért ezeket nem ismertetem az értekezésben; csak a mérési eredmények értelmezéséhez adott esetben feltétlenül szükséges mértékig nyúlok vissza a vizsgálat fizikai alapjaihoz. A szalagfűrészlap-alapanyagok összehasonlító vizsgálatára először 2002 szeptemberében alkalmaztam a termoelektromos erő-mérést. A 3. és 4. táblázatban megadott, 5–8. sorszámú acélszalagok termoelektromos erejét – a relatív Seebeck-együtthatóját, jele:  $S$ , dimenziója  $\text{nV}/^\circ\text{C}$  – mértem meg nemesített állapotban, valamint  $270^\circ\text{C}$ -on 4 órán át végzett megeresztés után, és a 15. ábrán látható eredményeket kaptam.



15. ábra – A vízszintes tengelyen sorolt, nemesített acélszalagok termoelektromos ereje ( $S$ ) és a termoelektromos erő változása ( $\Delta S$ ) a megeresztési kísérletekben vizsgált anyagokra



A 15. ábra értékeléséhez hozzátartozik néhány további összefüggés is:

- Az acélszalagok kísérleti gyártásának a második szakaszában beszerzett háromféle külföldi acélszalag közül eredetileg az A2-75Cr1 jelű 1,70 mm, az O2-C75 jelű pedig 1,40 mm vastagságú és mindkettő a hideghengerlés után lágyított állapotú volt. Az S2-C75Cr jelű anyag viszont 3,0 mm vastagságban, melegen hengerelt állapotban érkezett. Emiatt ezt az utóbbit a mindhárom acélnál 1,10 mm végleges vastagságra csak két menetben, egy közbeiktatott harangkemencés lágyítással, lehetett hengerelni. A nemesítésre kiinduló állapot tehát eltérő volt.
- A kísérleti gyártásban elkészült, 1,10 mm vastag, teljesen egyformán nemesített acélszalagokból és a referenciaanyagból az *A-LAP Kft.* szerszámokat gyártott, és azokkal próbavágásokat végzett. A salgótarjáni nemesített acélszalagok között nem tapasztaltak lényeges eltéréseket, de mindhárom anyag vágásstabilitása gyorsan elmaradt a referenciaanyagként vizsgált M2-C75 anyagtól, ezért szükség volt arra, hogy minden élezés után újraszabályozzák a szalagfűrészlapot.
- A *TechLab* berendezése nV/K pontossággal méri a termoelektromos erőt. A *GEMPPM*-ban 1985-ben kifejlesztett berendezés felhasználásával elért reprezentatív kutatási eredmények [157, 158, 159, 160, 161, 162] és a saját mérési tapasztalataim [156] alapján elmondható, hogy a termoelektromos erő értékében mutatkozó kb.  $\pm 5$  nV/°C-os eltérés már a mérési hibán kívül esőnek minősül, vagyis összefüggésbe hozható olyan anyagszerkezeti változásokkal, amelyek (*Lasseigne* [163] magyarázatával élve) hatással vannak a szabadelektronok entrópiájára.
- Az S1-C75Cr, M1-C75, F1-C75 acélokat 2006-ban mértem, a többit 2002-ben.

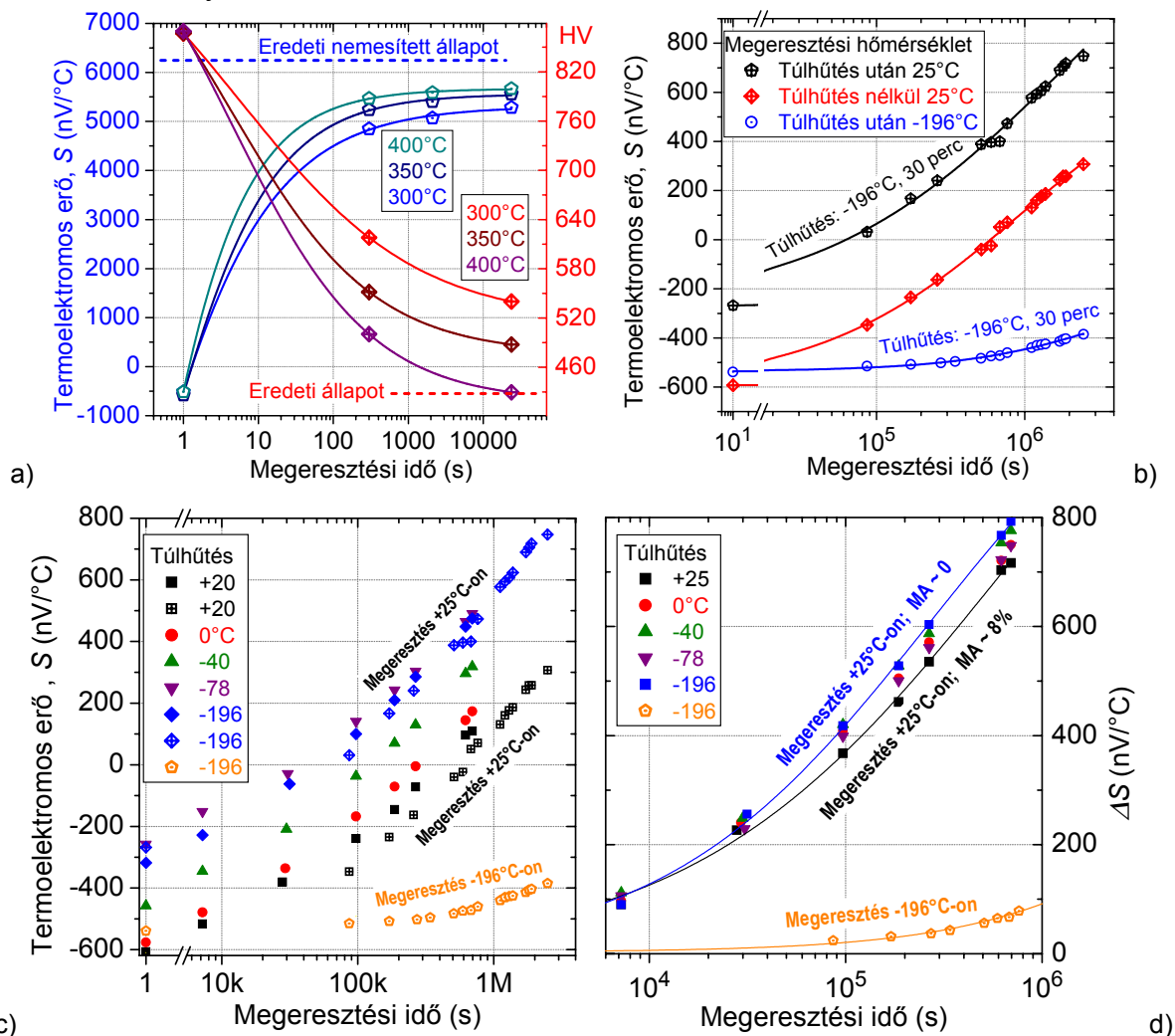
A 15. ábrán első pillantásra az a legfeltűnőbb, hogy a mechanikai tulajdonságaikban alig különböző anyagok közül háromnak (a *Silco Rt.*-ban hőkezeltnek) a Seebeck-együtthatója sokkal kisebb a többiétől, de köztük is nagy az eltérés. Ez ékesen példázza, hogy a vizsgálati módszer nagyon érzékeny. Azt is észre lehet venni, hogy az azonos alapanyaggyártótól származó, Salgótarjában nemesített O2-C75, illetve a külföldi M2-C75 és M1-C75 anyag termoelektromos ereje között is több, mint 2000 nV/°C az eltérés. A kísérleti gyártásból származó három anyagot (A2-75Cr1, O2-C75, S2-C75Cr) az is elkülöníti a referenciájuktól (M2-C75), hogy a 270°C, 4 órás megeresztés hatására kisebb termoelektromoserő-változás mérhető bennük. Ebből a szempontból az eltérés számszerűen ugyan kicsinek tűnik, de a változást tekintve a Salgótarjában nemesített acélszalagokban mért értékek növekedése az általam tapasztalt átlagos szóródást (5–15 nV/°C) alig haladja meg, míg a referenciaanyagban a termoelektromos erő változása teljesen egyértelmű. Ez arra utal, hogy ebben az anyagban az elvégzett, kis hőmérsékletű megeresztés hatására is beindultak, míg amazokban nem (vagy alig) valamely diffúziós folyamatok.

*Az itt röviden bemutatott tapasztalatok alapján jutottam arra a következtetésre, hogy olyan mikroszerkezeti sajátosságok rejteznek a termoelektromos erő és annak változása terén tapasztalt eltérések hátterében, amelyek kihatnak a szalagfűrészlapok vágási viselkedésére, mégpedig elsősorban a feszültségstabilitás tartósságára.*

Közel száz évvel ezelőtt ismerték fel, hogy egy acélhuzal azonos hőmérsékletű végei között a szénttartalommal egyenesen arányos termoelektromos erő ébred, ha a huzal közbenső szakaszán termikus eredetű allotrop átalakulás megy végbe [164]. Az acélkutatásokban azért vált fontos eszközzé a termoerőmérés, mert érzékenyen tükrözi vissza a szénnek a kristályszerkezetben elfoglalt helyét. A szilárd oldalon lévő szén csökkenti a termoelektromos erőt – mivel csökkenti a hővezetés és a villamos vezetés kapcsolatát leíró Smith–Palmer-egyenletben a rácsvezetési tagot –, ha viszont karbidkiválás megy végbe, akkor nőni kezd a termoelektromos erő [165]. A kiválási, oldódási, megeresztési [166], öregedési folyamatok tehát ideális terepét jelentik a termoelektromoserő-mérésnek a vas-, alumínium- és nikkelötvözetben egyaránt.

A faipari szalagfűrészlapok elsőszámú anyagai, az eutektoidos rugóacélok vizsgálatára a termoelektromos erő-mérést még nem alkalmazták. A velük közeli rokonságban álló csapágy-, szerszám- és sínacélok [145] kutatását fontos eredményekkel szolgálta. A reszelők minőségi problémáinak megoldásában fontos szerepet kapott a szobahőmérsékleten is zajló kiválási folyamatok több ezer órás vizsgálata [162, 166]. A csapágyacélok méretváltozási hatástényezőit kutatva feltárták a kapcsolatot a maradék ausztenit bomlása és a Seebeck-együttható között [161, 167, 168]. Én is megfigyeltem [156], hogy a csak a tercier cementit visszaoldását követően edzett XC10-es acélban a 240°C hőmérsékletű megeresztés rendkívül gyors karbidkiválást okoz: a 180 perc megeresztés hatására bekövetkező változás kétharmada már 30 s múltán lezajlott. E tapasztalatok vetették fel a kérdést: a szalagfűrészlap-alapanyagok megeresztési szerkezetváltozásairól milyen visszajelzést adhat a termoerőmérés?

A megeresztési kísérletekhez 100×12×0,5 mm-es, nemesített állapotból 900°C, 180 s ausztenítés után 20°C-os vízben edzett próbatesteket használtam. Az edzést követően azonnal 30 perc túlhűtés, majd a megeresztés következett. A 16.a ábra szerint 400°C-os megeresztéssel elérhető ugyan az eredeti állapot keménysége, de a termoelektromos erő jelentősen eltérő marad; ez egyértelművé teszi a mikroszerkezeti különbségek meglétét. A 16.b-d ábrából az derül ki, hogy a szobahőmérsékleten lefolyó megeresztés jellegében alig eltérő lefolyású, bármilyen túlhűtés követte az edzést. A cseppfolyós nitrogénben tárolt edzett acélban valószínűsíthetően csak a mérés elvégzése miatti felmelegítések okoztak olyan szerkezetváltozásokat, amelyeket a termoelektromos erő növekedése visszatükröz.



16. ábra – A nagy- (a) és kis hőmérsékletű (b-d) megeresztési kísérletek összegzett eredménye

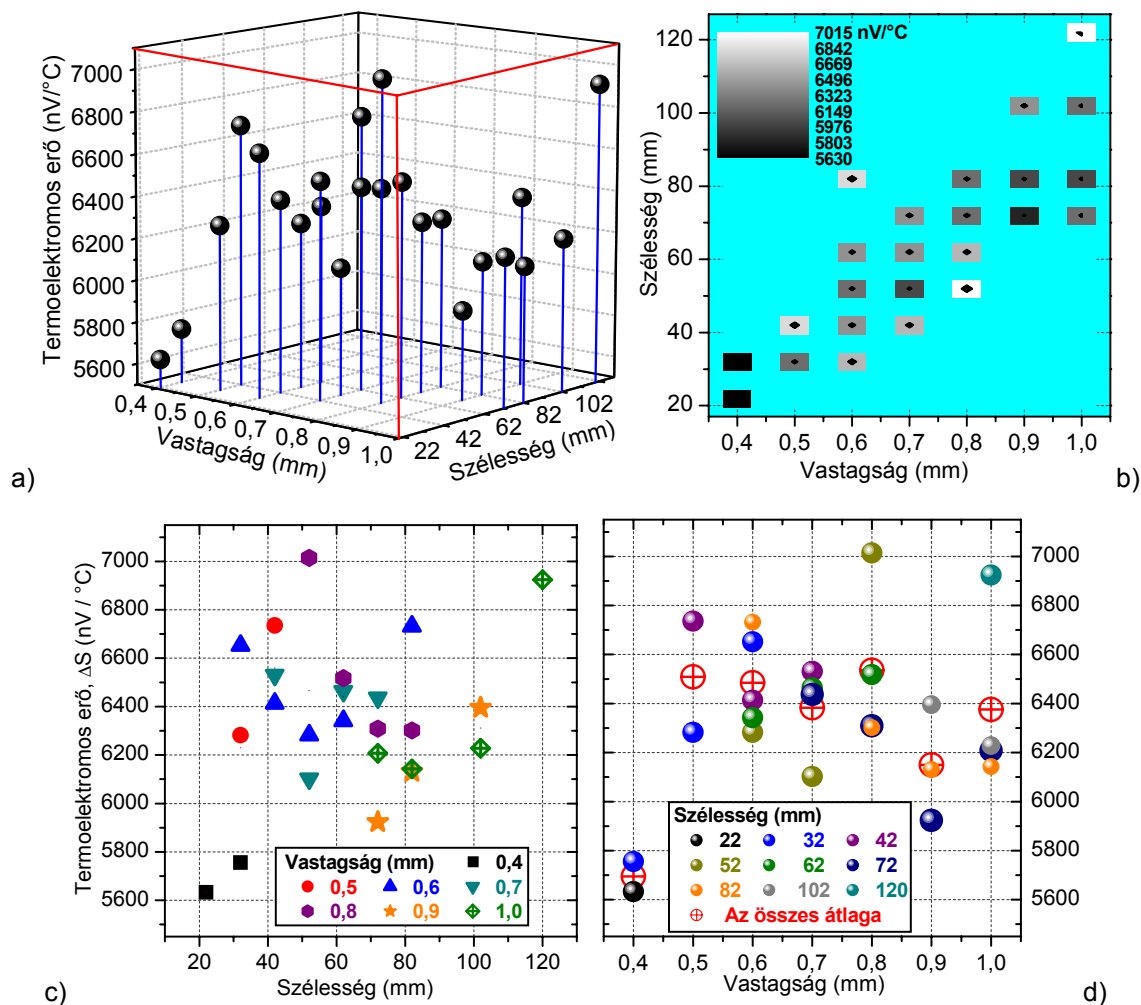
A 16. ábra diagramjainak – amelyeken a termoelektromos erő érzékenyen jelzi a megeresztési feltételeket – elemzésével két fontos következtetés szűrhető le. Az egyik: a megeresztési részfolyamatok kinetikája nem függ az előzetes túlhűtés hőmérsékletétől. A másik: a maradék ausztenit – amelynek mennyiségét a szakirodalmi [169, 170, 171, 172, 173] becslésből adtam meg a d) ábrán – mennyiségének növekedésével fékeződik a Seebeck-együttható változása, ami jól tükrözi a martenzit és a maradék ausztenit eltérő sebességű átalakulását a megeresztés során.

2003-tól a károsodási esetek elemzésére és a hegesztési kutatásokra került a hangsúly. Ezzel párhuzamosan azonban az alapanyagok mélyrehatóbb vizsgálatát is elvégeztem. Az A-LAP Kft. által vásárolt szalagfűrészlap alapanyag tekercsekből több éven át folyamatos mintagyűjtést végeztem. A mai besorolás szerinti C75S anyagminőségű nemesített acélszalagokból, összesen 270 különféle tekercsből, azon belül a tekercsek elejéből és a végéből, vettem mintadarabokat (ezek az M3-as próbatest-sorozatjelet kapták). Ezekből 2–2 db, 90×5 mm-es próbatestet vágtam ki gépi lemezollóval. A termoelektromos erő-mérést a próbatestek 4 forgatási pozíciójában végeztem el. A vizsgálathoz az INSA de Lyon GEMPPM intézete által kifejlesztett és a metzi TechLab által gyártott, 2003-ban beszerzett mérőberendezést használtam (F4-1. ábra). A környezeti hőmérséklet  $20 \pm 1^\circ\text{C}$ , a réz mérőtömbök hőmérséklete  $15,0^\circ\text{C}$  és  $25,0^\circ\text{C}$ , középvonali távolságuk pedig 70,0 mm volt; a műszer mérési pontossága jobb, mint  $1 \text{ nV}/^\circ\text{C}$ . A mérések pontosságát számos tényező befolyásolja, pl. a vastagság, a feltámaszkodás, a felületi érdesség, a felület szennyezettsége. Ezeket nem elemzem, ugyanis a GEMPPM-ből többen is alaposan foglalkoztak ezzel a kérdéskörrel – pl. Xavier Kléber [174, 175] és legutóbb Simonet [176] a doktori értekezésében –, de a kedvezőtlen hatásokat a lehetőségek szerint minimalizáltam.

Mind a 270, azonos anyagminőségű acélszalagot – amelyek vastagsága 0,40 és 1,00 mm, a szélessége pedig 22 mm és 120 mm között változott – ugyanaz a gyártómű állította elő Ausztriában, a Martin Miller GmbH. A 270 minta a szalagméretek szerint 24 csoportot alkot. A tekercsenkénti két próbatesten összesen nyolc mérési adat keletkezett (egy minta adattáblája látható az F4-2. ábrán).

Az első elemzési körben a vastagság és a szélesség szerint azonos tekercsek mérési adataiból képeztem a mérettípusok szerinti csoportokat. A méretcsoportokra vetítve a 17. ábra mutatja a termoelektromos erő értékének eloszlását térbeli diagramon (a), szűrkeségi szint térképen (b) s végül a szalagszélesség (c) és a lemezvastagság és a szélesség szerint is elkülönítve (d). A teljes statisztikai minta értékei 5610 és 7697  $\text{nV}/^\circ\text{C}$  között, a 6303  $\text{nV}/^\circ\text{C}$  főátlaghoz képest +1394 és -693  $\text{nV}/^\circ\text{C}$  tartományon szóródnak. Figyelembe véve a 15. ábra adatainak értékelésekor mondottakat, ezek a különbségek rendkívül nagynak minősülnek. Az összefüggéseket keresve matematikai statisztikai elemzést végeztem a mérési adatok statisztikai mintáján. Ennek az első elemzésnek az a végkövetkeztetése, hogy a termoelektromos erő és a nemesített acélszalagok vastagsági és szélességi mérete között nincs szoros összefüggés. A 3.1. fejezetben tárgyalt, M2-C75 jelű, 1,10 mm vastagságú acélszalag termoelektromos ereje (6133  $\text{nV}/^\circ\text{C}$ ) egyébként egészen közel esik a szóban forgó 270 db acélszalagminta főátlagához (6303  $\text{nV}/^\circ\text{C}$ ).

A második elemzési körben a mikroszerkezeti sajátosságokkal (nem egészen váratlanul) összefüggésbe nem igazán hozható szalaggeometriánál érzékenyebb hatástényezőt igyekeztem keresni. A geometriai adatokon kívül három ismert – de ismeretlen tartalmú – szalaggyártási azonosító jöhetett szóba. Ez utóbbiakról az osztórák gyártó nem adott semmilyen információt, de 14 acélgyártási adagszámhoz tartozóan a kémiai összetételi adatokat megadta.



17. ábra – A termoelektromos erő értéke a szalaggeometriai csoportok szerint átlagolva

A 270 acéltekercs egészét felölő 21 csoportból végül 14 acélgyártási adagnak a kémiai összetételi adatait kaptam meg a Martin Miller cégtől. Az adatok közötti eltérések azonban olyan csekélyek voltak (7. táblázat), hogy értelmetlennek ítéltam az elemzést ez alapján folytatni. A teljes körű saját vegyelemzési adataim ezt csak megerősítették. Az acélszalagok gyártási technológiája részletes adatainak hiányában feladtam azt a kezdetben vonzó célkitűzést, hogy az M3-1–270 minták termoelektromos ereje és az acélszalaggyártás technológiai tényezői között keressek összefüggést. Ezért a fejlesztési és káresetelemzési tapasztalatok alapján vettem reprezentatív mintákat, és ezek vizsgálatára összpontosítottam.

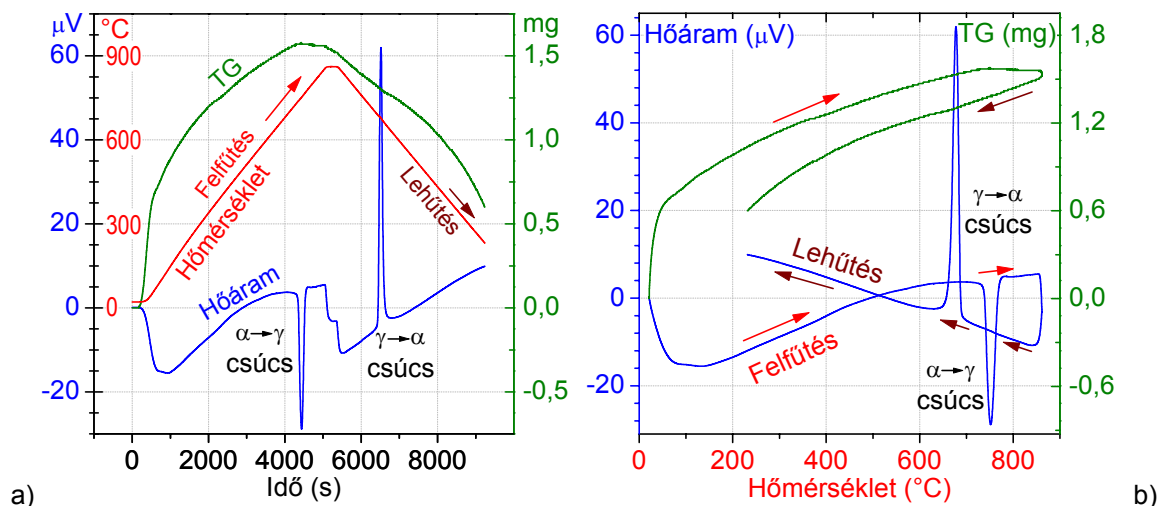
		C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Ni%	Al%	Cu%
Martin Miller- adatok M3-1–270 jelű minták	Átlag	0,758	0,2169	0,6762	0,0109	0,0037	–	–	–	–
	Max	0,78	0,25	0,74	0,0170	0,0200	–	–	–	–
	Min	0,72	0,158	0,613	0,0070	0,0005	–	–	–	–
	Szórás	0,0142	0,0316	0,0380	0,0033	0,0039	–	–	–	–
Saját mérési adatok	Átlag	0,754	0,265	0,625	–	–	0,262	0,009	0,033	0,037
	Max	0,808	0,404	0,781	–	–	0,368	0,020	0,055	0,153
	Min	0,694	0,158	0,484	–	–	0,141	0,005	0,005	0,012
	Szórás	0,049	0,061	0,085	–	–	0,082	0,005	0,011	0,037

7. táblázat – A 270 acéltekercs mintegy 2/3-át reprezentáló 14 acélgyártási adag összetételi adatainak és az összes mintára vonatkozó optikai emissziós spektrométeres mérési adataimnak az összesítése

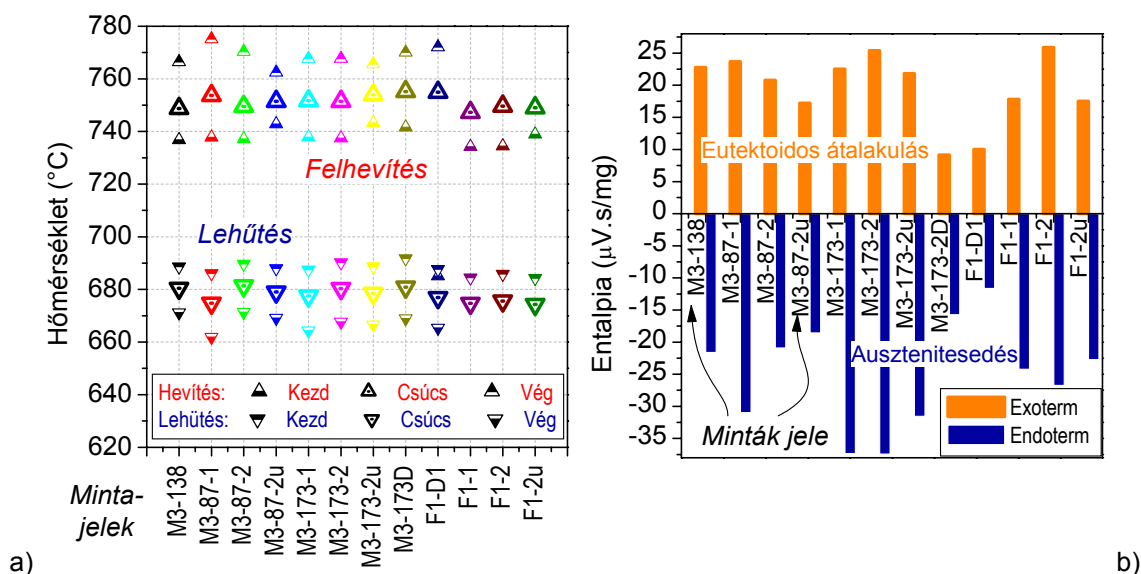


### 3.2.2. A nemesített szerkezet auszteniteseési és ausztenítatalakulási jellemzőinek vizsgálata termoanalitikai vizsgálattal

A 3.2.1. fejezetben tárgyalt szalagfűrészlap-alapanyagok közül kiválasztottam néhány reprezentatív mintát, s ezeken további vizsgálatokat végeztem az eltéréseik minél alaposabb feltárása céljával. A termoanalitikai vizsgálatokat a *Bay Zoltán Anyagtudományi és Technológiai Intézetben* végeztem, Setaram Setsys 16/18 típusú berendezéssel, amely egyidejűleg valósít meg különbségi termikus analízist (DTA), különbségi pásztázó kalorimetriai (DSC-) vizsgálatot és termogravimetriai (TGA, TG) vizsgálatot. A 10 K/min sebességű hevítés és hűtés között 780–860°C-on 5–60 perc volt a hőn tartás. A 18.a ábra mutatja egy próbatest jellegzetes mérési görbéit az idő függvényében, a 18.b ábra pedig a hőáram és a tömeg hőmérsékletfüggését. Az elemzéseket csak a hőmérséklet-hőáram görbékre végeztem el, ugyanis ezeket találtam alkalmasnak a hőmérséklet-változással összefüggő mikroszerkezeti sajátságok összehasonlító elemzésére. Mivel az ausztenitesezés kezdetét (az  $Ac_1$  hőmérsékletet) a hőáramgörbén jelentkező endoterm csúcs belépési pontjához, az ausztenitesezés végét (az  $Ac_3$  hőmérsékletet) pedig a csúcs kilépési pontjához szokás kötni [177], és ezek között 20–30°C különbség mutatkozik (19.a ábra), azt kell észrevenni, hogy a vizsgált minták nem pontosan eutektoidos összetételűek.



18. ábra – Az M3-173-1 jelű ( $m = 170,3$  mg) minta mért (a) és elemzett termoanalitikai diagramja

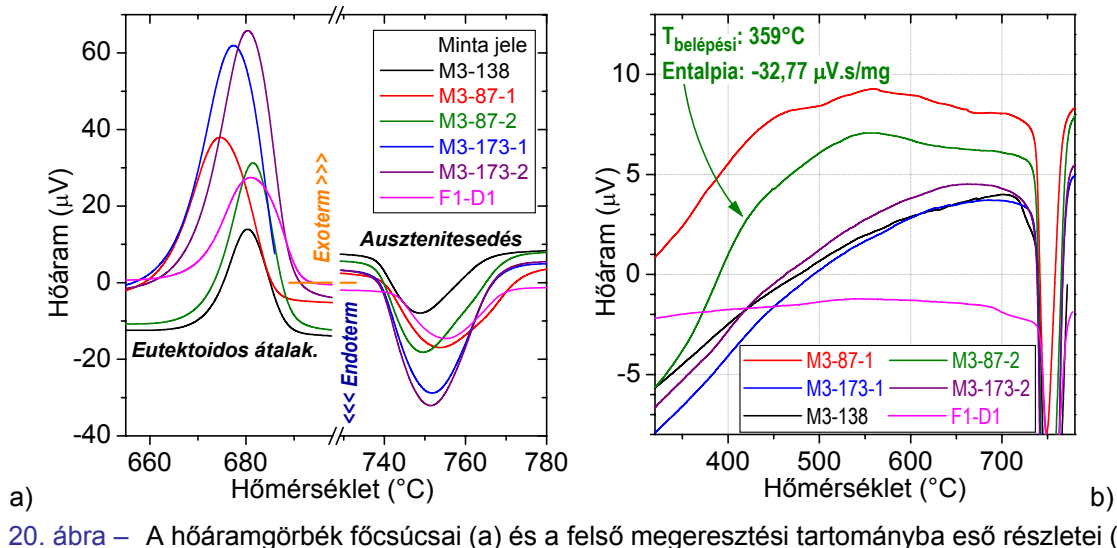


19. ábra – A hőáramgörbék csúcsaihoz tartozó jellegzetes hőmérsékletek (a) és entalpiák (b)

A programozott felhevítés és lehűtés közben lezajló fázisátalakulásokat a hőáramgörbe monotonitásában jelentkező változások jelzik, a csúcsok alatti terület pedig arányos a fázisátalakulást jellemző entalpiaváltozással. A 19.b ábra szerint a tömegegységre fajlagosított entalpiák, a 20.a ábra szerint pedig a hőáramgörbe-csúcsmagasságok jelentősen különböznek. Az entalpiaeltérés esetenként még az azonos lemezből kivett termoanalitikai mintákra is túl nagy volt, ezért ezt a vizsgálati jellemzőt nem tartom megbízhatóan felhasználhatónak az összehasonlításra. Látszólag jó összehasonlítási tényezőhöz jutunk, ha a hevítéskor jelentkező endoterm csúcs és a lehűlési exoterm csúcs hőáramkülönbségét vizsgáljuk; ez azonban csak akkor nyújthatna alkalmas összehasonlítási alapot, ha a vizsgálati minták tömege és felülete azonos lenne. A különféle lehetőségeket elemezve a legalkalmasabb értékelési tényezőnek az exoterm és az endoterm hőáramcsúcs kiemelkedésének (amely nem tévesztendő össze a csúcs aktuális értékével) hányadosát találtam, amelynek abszolút értéke 1,34 és 2,20 között változott a vizsgált minták esetében.

A hőáramgörbék elemzése során feltárt legjelentősebb eltéréseket azonban nem az ausztenitesedéshez és az ausztenit eutektoidos átalakulásához kapcsolódó főcsúcsok elemzésével találtam meg. 350 és 650°C között – tehát a „felső” megeresztési zónában – a legtöbb mintánál monoton csökkenő meredekségű változás látható. Azonban az M3-87 jelű mintán ( $S = 5950 \text{ nV/}^\circ\text{C}$ ) egy hosszú és lapos exoterm csúcs jelentkezett, míg a többi mintánál – melyek termoelektromos ereje mind jóval nagyobb – ez nem mutatkozott; ezt mutatja a 20.b ábra. Az általam észlelt exoterm csúcs jellege teljesen azonos azzal, amelyet növelt Si-tartalmú, 0,58% C-tartalmú acél megeresztésekor figyeltek meg [178]. Ebből az következik, hogy az egyes acél-szalagok nemesítése során olyan különbségek alakulhatnak ki a megeresztési fázisban, amelyeket a statikus szilárdsági jellemzők nem mutatnak meg, de a termoanalitikai és a termoelektromos vizsgálatokkal kimutathatók.

A 3.1. fejezetben bemutattam a különféle gyártók anyagain végzett mechanikai és metallográfiai vizsgálatokat, és az értékelésben utaltam arra, hogy az eltéréseknek bizonyosan vannak mikroszerkezeti vonatkozásai is. Egy ilyen lényeges eltérést tehát sikerült feltárni a termoanalitikai vizsgálatok hőáramgörbéinek elemzésével. E vizsgálatok kiterjesztése számos további részlet feltárására alkalmasnak tűnik – pl. az ötvözők hatásának elemzése, a termoelektromos mérésekkel való összekapcsolás vagy a TGA-görbék elemzése az F3-10. ábrán látható dekarbonizáció vonatkozásában. Ezzel azonban nem foglalkoztam, sőt, örülök, hogy egyáltalán ennyire lehetőségem nyílt: ezeket az ő életében utolsó vizsgálatokat már súlyos betegen végezte Fauszt Anna, az egyik legnagyobb szerűbb kolléga, akivel valaha találkoztam.





### 3.2.3. A nemesített szalagok karbidszerkezetének vizsgálata

A 3.1.2. fejezetben bemutattam az acélszalagok mikroszerkezetének metallográfiai vizsgálattal feltárható sajátosságait. A nemesített állapot finomszerkezetének, ezen belül is a vas-karbid fázis morfológiai jellemzőinek a megismerésére az ott alkalmazott vizsgálati eljárások nem igazán alkalmasak. A 2000-ben replikamintákon végzett transzmissziós elektronmikroszkópos (TEM-) vizsgálatnak erős korlátot szabott a *Bay-ATI* berendezésének elaggott kora. A *Bay-Nano* intézet beindulásával sikerült elérni olyan vizsgálóberendezéseket, amelyek feloldása a nanoskálára esik, így nagyfeloldású szerkezetvizsgálatot enged meg.

A lyukasztott fóliák használhatóságát és magát az eredményes TEM-vizsgálatot is szinte teljesen meggátolja a minta TEM-re előnytelen anyaga: az [F3-2. ábra](#) és az [F3-11.a ábra](#) jól mutatja, hogy a finom kiválások sűrűn, gyakran egymáshoz tapadva, rendezetlen kuszaságnak tűnő módon vannak jelen a szerkezetben. A pásztázó transzmissziós (STEM-) leképezés viszont megmutatta, hogy a karbidokat befoglaló mátrixban a 0,6–1% C-tartalmú acélok vegyes morfológiájú martenzitjére jellemző léces-köteges szerkezet [179, 180, 181] gyakorlatilag teljes mértékben megőrződik a megeresztési folyamatban, ahogyan ezt az [F3-11.b ábra](#) mutatja.

A TEM-mel átvilágítható részek vizsgálata arra mutat, hogy a nagynak tűnő karbidrögök valójában finom, gyakran 10 nm-esnél is kisebb karbidrögöcskék agglomerátumai; ezt lehet jól megfigyelni az [F3-12.](#) és az [F3-13. ábra](#) nyíllal jelölt helyein.

A TEM-vizsgálatnál egy minta kivételével gyakorlatilag leküzdhetetlen nehézséget jelentett a finom cementitkiválásokkal telített anyag gyors felmágneseződése. A finomkarbidos szerkezet a minta-előkészítést is megnehezíti, mivel a mátrix oldódása egyenetlen. A TEM-re alkalmatlan fóliák azonban jól vizsgálható mintáknak bizonyultak a téremissziós katódos pásztázó elektronmikroszkóppal végzett vizsgálatokban, amint ezt a [F3-14. ábra](#) példázza. Ezt a minta-előkészítési módszert mások is alkalmazták kiválások pásztázó elektronmikroszkópos (SEM-) vizsgálatára [182].

A pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatot gyakran végezzük maratott csiszolaton, de ezeknek a mintáknak a megfelelő maratása és az újraoxidálódás elkerülése csak bravúrok sorozatával biztosítható. Két minta esetében mutatja az eredményt az [F3-15.](#) és [F3-16. ábra](#). Az elektrolitikus maratással vékonyított és lyukasztott TEM-fóliák lényegesen jobb felületeket adtak a SEM vizsgálatok céljára: [F3-17. ábra](#).

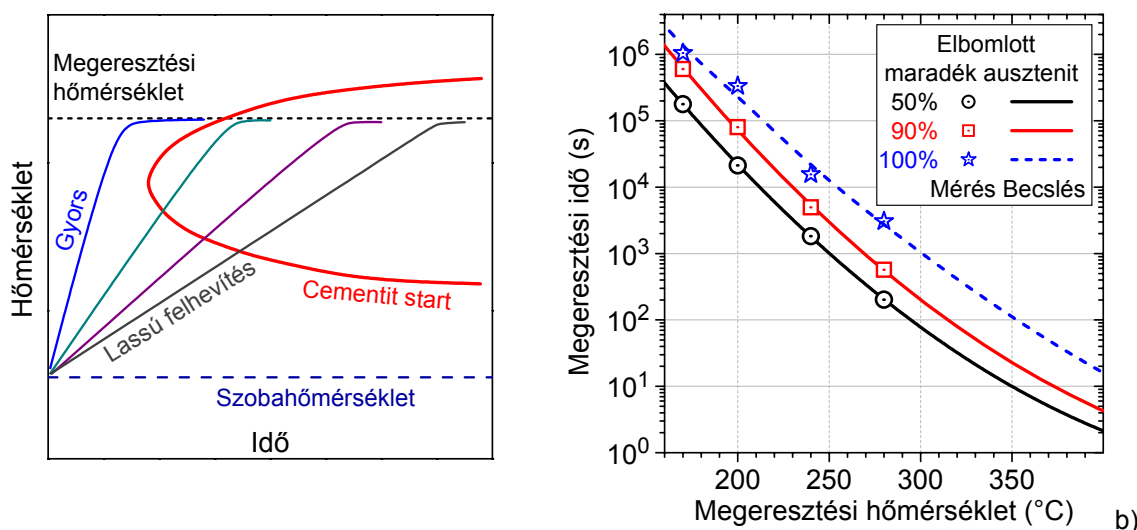
A végsőig elmenve az adott mintával elérhető feloldásban, az [F3-17.c-d ábra](#), továbbá a további mintákról készített [F3-18.– F3.21. ábrák](#) képei megerősítik azt a megfigyelést, hogy a karbidkiválások valójában karbidrögöcskék aggregátumai.

A szerkezet további jellegzetessége az eredeti martenzitlécek és az ezek orientációjához kötötten kiváló cementit (pl. az [F3-18.e-f.](#) és az [F3-20–21. ábra](#)) mellett a maradék ausztenit szigetes eloszlása, amely jól megfigyelhető az [F3-18.g-h](#), az [F3-19.e-f](#) és az [F3-21.g-h](#) ábrán, ahol nyilak jelölik a maradék ausztenit szigetecskéit.

A nemizotermikus megeresztéskor (de csak akkor) a cementit rendezett kiválását a martenzitlécek határára a DP-acéloknál már megfigyelték [183]; ez a folyamatos megeresztés a szalagfűrészlapok alapanyagainak gyártásában, a folyamatos nemesítősorokon ténylegesen megvalósuló eset. Bő 40 éve, az alig ismert térionmikroszkópos vizsgálattal 0,88% C-t és 0,45% Mn-t tartalmazó edzett acélt kis hőmérsékleten (a mikroszkópban!) megeresztve azt tapasztalták, hogy az epszilon-karbidok csak az ikerhatárokon rendeződtek szabályosan [184]. Ugyancsak jól feltárt folyamat az is hogy a cementit és más karbidok vastagsága a martenzitlécekben és azok kisszögű határain jóval kisebb, mint a nagyszögű köteg-, cella- és szemcsehatárokon [183, 185, 186, 187]. A cementit legkisebb méretére nézve a  $22 \pm 7$  nm [183] és a

8 nm adatot találtam [187]. Ez utóbbi jól egyezik az általam észlelt legkisebb mérettel. Ezek a jelenségek a mostani megfigyeléseim szerint a nagy széntartartalmú acélok-nál is bekövetkeznek. A szakirodalomban azt a most észlelt jelenséget, hogy az elemi cementittrögök aggregátumokba rendeződnek a martenzitlécek kisszögű határain, nem említik a megeresztési cementit morfológiai elemzéseiben sem [184, 188].

A SEM- és TEM-vizsgálat megerősítette a termoelektromos és a termoanalitikai vizsgálat eredményei alapján már megfogalmazódott következtetést, miszerint főként az edzést követően mennek végbe azok a mikroszerkezeti változások, amelyek megszabják a szalagfűrészlap alapanyagok ciklikus mechanikai igénybevételekkel szembeni viselkedését. Ezt erősítik az  $\varepsilon$ -karbid átalakulásának nagy időigényére [167], a cementitkiválás erős hevítéssebesség-függésére [187, 189] és a maradék ausztenit bomlási kinetikájának sajátosságaira [167] vonatkozó szakirodalmi adatok, amelyeket a 21. ábra reprezentál. A sematikus a) ábra szerint a cementitkiválás inkubációs ideje (e fogalmat még ma is indokolt használni [190, 191]) és így időkorlátos lefolyásának végeredménye erősen függ a megeresztési hőmérsékletre való hevítés sebességétől. A b) ábrán *Sidoroff* adataiból [167, 192] – aki a megeresztéskori ausztenitbomlás és az  $\varepsilon$ -karbid átalakulás kinetikáját is vizsgálta 100Cr6 típusú csapágyacélban – megrajzoltam az 50, 90 és 100% elbomlott maradék ausztenithez tartozó extrapolációs görbéket. Meghatározó szerepűnek tartom az edzés befejeződése és a megeresztés kezdete közötti időben a szén megoszlását a martenzit ferritje és az ausztenit között [193], hiszen *Speer* modellje szerint [193] a korlátozott paraegyensúlyban a  $C = 0,75\%$  acél ausztenitjének C-tartalma megközelítheti a 7%-ot (!); lásd az F4-9. ábrát.



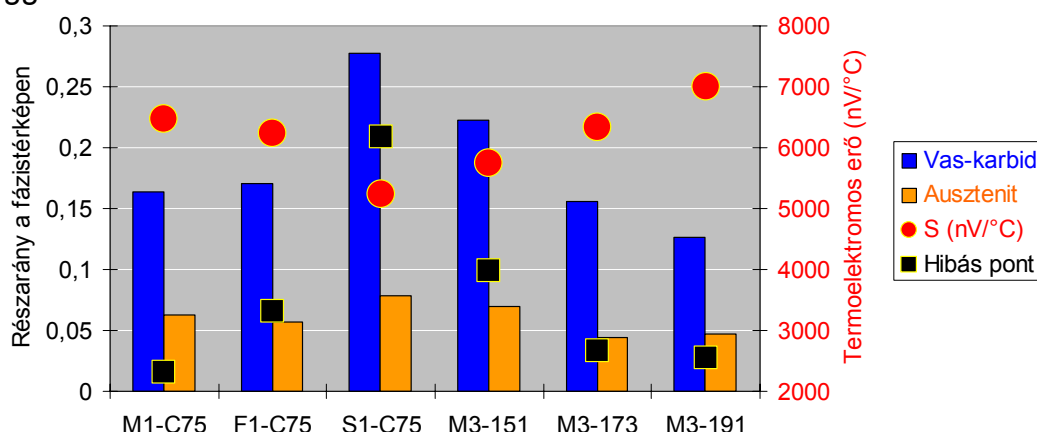
21. ábra – a) A cementitkiválás kezdetének hevítéssebesség-függése *Furuha* [187] nyomán;  
b) A maradék ausztenit megeresztéskori elbomlása 100Cr6 acélban, *Sidoroff* nyomán

Ezek a diagramok nagyon demonstratívan jelzik, hogy a martenzit megeresztése jelentősen különböző mikroszerkezetre vezethet még akkor is, ha csak csekélynek tűnő eltérések állnak elő a folyamatos nemesítősoron a megeresztés technológiai feltételeiben. Ennek a kezdettől jelentősnek gondolt és számos apró (de csak közvetett) bizonyítékkal már megerősített tézisnek a közvetett igazolására olyan további igazolásokat törekedtem találni, amelyek bizonyítékként közvetlennek minősülnek. Éppen ezért a „rejtett” mikroszerkezeti sajátosságoknak a karbidszerkezet elektronmikroszkópos elemzésével tovább nem foglalkoztam. Nem csak azért, mert a vizsgálati lehetőségek csak a bemutatott mélységig voltak elérhetők, de azért is, mert ez a kutatási irány eléggé más irányba vezet a gyakorlatorientált káresetelemzési pályától, amely számomra mindvégig az elsődleges volt.

A maradék ausztenit jelenlétének tisztázása céljából a röntgendiffrakciós vizsgálatok mellett visszaszórtelektron-diffrakciós (EBSD-) vizsgálatokat végeztem, a 4. táblázatban szereplő S1-C75Cr, M1-C75 és F1-C75 jelű anyagokon, továbbá az M3-as anyagcsoportból (270 db, Martin Miller-gyártású nemesített szalag) a termoelektromos erő-méréssel kiválasztott reprezentatív mintákon.

Ahhoz, hogy kellően jó képminőséget és jól értékelhető Kikuchi-ábrákat kapjunk, elengedhetetlen volt a megfelelő minta-előkészítési technika kidolgozása, az elektronmikroszkóp rendszernek az alsó érzékenységi határán – nagyon kis nyalábátmérő és lépésköz – való működtetése és az automatikus fázisazonosítás feltételeinek optimalizálása. Ezt az összetett módszert azután sikeresen alkalmaztuk más kutatásokban is a nagyon finom és heterogén szerkezetű hegesztett kötések [194, 195, 196, 197, 198, 199, 200], valamint a TRIP- és a duplex acélok [201, 202, 203, 204, 205] fázistérképezésére. Az S1-C75Cr, M1-C75 és F1-C75 jelű anyagok EBSD-vizsgálatának eredményeit az F3-22–23. ábra foglalja össze [194]. A maradék ausztenit mennyisége 5,7–7,8%. Észre kell venni, hogy a nagyobb értéket a legkisebb Seebeck-állandójú, S1-C75Cr jelű anyagban mértük, amelyben a cementit mennyisége is kiugróan nagy: 27,7%.

A 270 db Martin Miller-féle acélszalagból a termoelektromos erő értéke alapján kiválasztott három, reprezentatív minta – az M3-151, az M3-173 és az M3-191 jelű – EBSD-vizsgálati eredményei a F3-24. ábrán láthatók. A vas-karbid mennyisége itt is a legkisebb Seebeck-állandójú anyagban adódott a legnagyobb, és az eltérés is arányosan nagyobb, mint az előző ábrán szereplő anyagok esetében; ezeket az összefüggéseket szemlélteti a 22. ábra.



22. ábra – A reprezentatív acélszalagminták EBSD-vizsgálattal meghatározott vas-karbid és maradék ausztenit mennyisége, valamint a relatív Seebeck-együtthatójuk értéke

Az EBSD-vizsgálat nagyon világosan megmutatta az összehasonlított acélok karbidszerkezetének jelentősen eltérő voltát. Ez még úgy is fontos és az eutektoidos rugóacélok vonatkozásában teljesen új eredmény, hogy az adatok pontosságát rontja az a vizsgálattechnikai korlát, hogy a keresett fázisok ténylegesen létező mennyiségének egy része a vizsgálat során gerjesztett mérési pontok méretétől akár jelentősen kisebb kiterjedésű térfogatelemeket is alkothat. Éppen ez teszi lehetővé, hogy az EBSD-vel vas-karbidként azonosított fázisnak a fázistérképen megjelenő mennyiségét és eloszlását minősítő értéként alkalmazzuk a nemesített – első megközelítésben ferrit-karbid elegynek tekinthető – acél karbidszerkezeti finomságának jellemzésére. A szövetszerkezet finomabb feltárása nagyon izgalmas kihívást jelentene – pl. elkülöníteni az ausztemperálásos edzéskor keletkezett bénit ferritjét és karbidját a martenzitből és az ausztenit bomlásából keletkezettektől, illetve elemezni az F3-25. ábrán jól látható nagy és nagy Cr-tartalmú karbidok szerepét –, de ez is az általam járt pályától egészen más irányba vezető kutatás tárgya lehetne.

### 3.2.4. A maradék ausztenit és a hengerlési feszültségek

Fontos eredményt jelentett, hogy az EBSD-vizsgálat is egyértelművé tette a maradék ausztenit jelenlétét, és ha valószínűleg nem is a megadott, tizedszázalékos, pontossággal, ám az összehasonlítás szintjén jól mutatja az eltérést a vizsgált acélminták között. A különféle gyártók acélszalagjainak összehasonlító vizsgálata során végzett első röntgendiffrakciós (XRD-) méréseim szerint az ausztenit mennyisége ~0% és ~20% között változott, és az EBSD-mérésekhez képest nagyobb eltéréseket mutatott a különféle acélszalagok között [206].

A mintákat az eredeti állapotukban, a gyártáskor kialakult, felületükön mérve vizsgáltam. A hazai gyártású acélokban – amelyek jele S1-gyel kezdődik – nem volt XRD-val mérhető ausztenit, az F1-C75 acélban kb. 6%, az M1-C75 mintában pedig kb. 20% (!) volt mérhető. Az [F3-26. ábra](#) további fontos jelzést ad a röntgenes mikroszerkezet finomságára vonatkozóan a szórócentrumok átlagos méretén keresztül. Az M1-C75 acél eme mikroszerkezeti jellemzője kevesebb, mint a fele (25 nm) az S1-C75Cr acélénak (55 nm). Az XRD-vizsgálatot egyébként C60-as és C75-ös acélok mintáin végeztem, amelyek adatait a [4. táblázat](#) tartalmazza.

Az ausztenitre a 20% meglepően nagy érték, ezért igyekeztem ellenőrizni ezt az eredményt. Az M1-C75 acél új mintáján megismételt mérés ([F3-27. ábra](#)) szerint a 20%-os adat reális, vagyis a többi mintával összevetve igen jelentős mennyiségű ausztenitet tartalmaz az M1-C75 acél felületi rétege. Meg kell jegyezni, hogy az értékelést csak az ausztenit {111} csúcsaira végeztük, és Cu-anódot használtunk.

Mivel a vizsgáló röntgennyaláb csak egy vékony felületi rétegben (10–100  $\mu\text{m}$ ) gerjeszti a minta kb. 12×0,3 mm-es sávját, nedvescsiszolással eltávolítottam a felületről egy kb. 0,2 mm vastagságú réteget, és így a szalagok felülete után a belsejüket is megvizsgáltam avégett hogy a felület és a belső zónák közötti esetleges eltéréseket feltárjam; az így kapott diffraktogramok láthatók az [F3-28. ábrán](#). A lecsiszolt felületekről felvett diffraktogramok szerint mindegyik mintában hozzávetőleg azonos az ausztenittartalom, kb. 5%. A diffraktogramok egészen egybeillők. Az M1-C75 (és az S1-C60\_38) minta kissé kilóg az ausztenittel is és a félerékszélességével is, de jóval kevésbé, mint az eredeti, gyártási állapotú felületek mérésénél [198]. Az értékeléshez fontos megjegyezni, hogy az F1-C75 és az M1-C75 jelű minták felülete eleve csiszolt felület volt, tehát a gyártó a nemesítés után a teljes szalagfelületet csiszolással kezelte, míg a hazai gyártó, a *Silco Rt.* e gyártási befejezőműveletet nem alkalmazta.

Ezek a mérési eredmények hívták fel a figyelmet arra, hogy a röntgendiffrakciós vizsgálat újabb lehetőséget kínál a szalagfűrészlapok jelentősen különböző vágási élettartamára kiható „rejtett” mikroszerkezeti eltérések további pontosítására.

Ehhez vizsgálatokat végeztem gyártási állapotú, de lecsiszolt felületű mintákon Co-anód használatával – amelyet régóta [207, 208] úgy tekintenek, mint a maradék ausztenit kimutatására kívánatos anódanyag –, hegesztett kötésekben, s végül elemeztem az ausztenitesítési (800°C / 900°C) és az edzési hőmérséklet (200°C / 350°C) hatását a maradék ausztenit mennyiségére.

A már eddig is tárgyalt mintasorozatok közül a termoelektromos erő alapján kiválasztott minták Co-anóddal felvett röntgenspektrumait elemeztem ([F3-29–30. ábra](#)). Sem érdemleges eltérés, sem érdemleges mennyiségű (legalább 5%) ausztenit nem állapítható meg. A diffraktogramok némelyikén gyengén észlelhető egy, a jól ismertől kisebb rácsparaméterű gamma-vas fázis, amelyet a szakirodalomban, viszonylag frissnek mondható leírás [209] említ. Ennek az {111} vonala kb. 53,7°-nál jelentkezik, a fő ferritcsúcstól *jobbra*. Ez a csúcs azonban éppen olyan bizonytalanul azonosítható a nemesített C75-ös acélszalagokban, mint a kb. 50,9°-nál keresett „klasszikus” gamma-vas csúcs [206].



A Co-anódos mérésekkel az ausztenit meghatározása eléggé bizonytalan < 5% tartományban, amelybe a fűrészlap-acélszalagok belső zónáinak ausztenittartalma esik az EBSD-mérések alapján. A kisebb rácsparaméterű ausztenit azonosításához Cu-anóddal végezték a mérést [209], de nyilvánvaló hogy a maradék ausztenit méréséhez nem szükséges Co-anód, megfelel a Cu, Mo, W [210, 211, 212, 213, 214, 215].

A maradék ausztenit „egyenes úton” az edzési szakasz végén marad meg, és ebből az a rész mérhető, amely a megeresztés során sem alakul át. Azt, hogy az edzés után mennyi a maradék ausztenit, olyan mintákon sikerült megmérni, amilyeneket – túlzás nélkül mondhatom – valószínűleg soha senki nem mért még. A kísérleti gyártásban egy alkalommal lehetőség nyílt egy egészen kivételes kísérlet elvégzésére: egy-egy C60 és C75Cr acélszalag egy szakaszát a fémolvadék + léghűtéses edzés után kivágták a folyamatos gyártósoron áthúzott szalagból, így ezeken a darabokon elmaradt a megeresztési fázis. Az így kapott, edzett acélszalagokon elvégzett röntgendiffrakciós vizsgálat eredményét mutatja a 23. ábra. A C60-as acélban mintegy 5% maradék ausztenitet mértünk, a C75Cr-ben viszont gyakorlatilag nem mutatható ki (a berajzolt profil 1%-nak felel meg). A C60-as minta félértékszélessége – és az ezzel összefüggő szerkezeti finomsága – jóval nagyobb, mint a C75Cr mintáé.

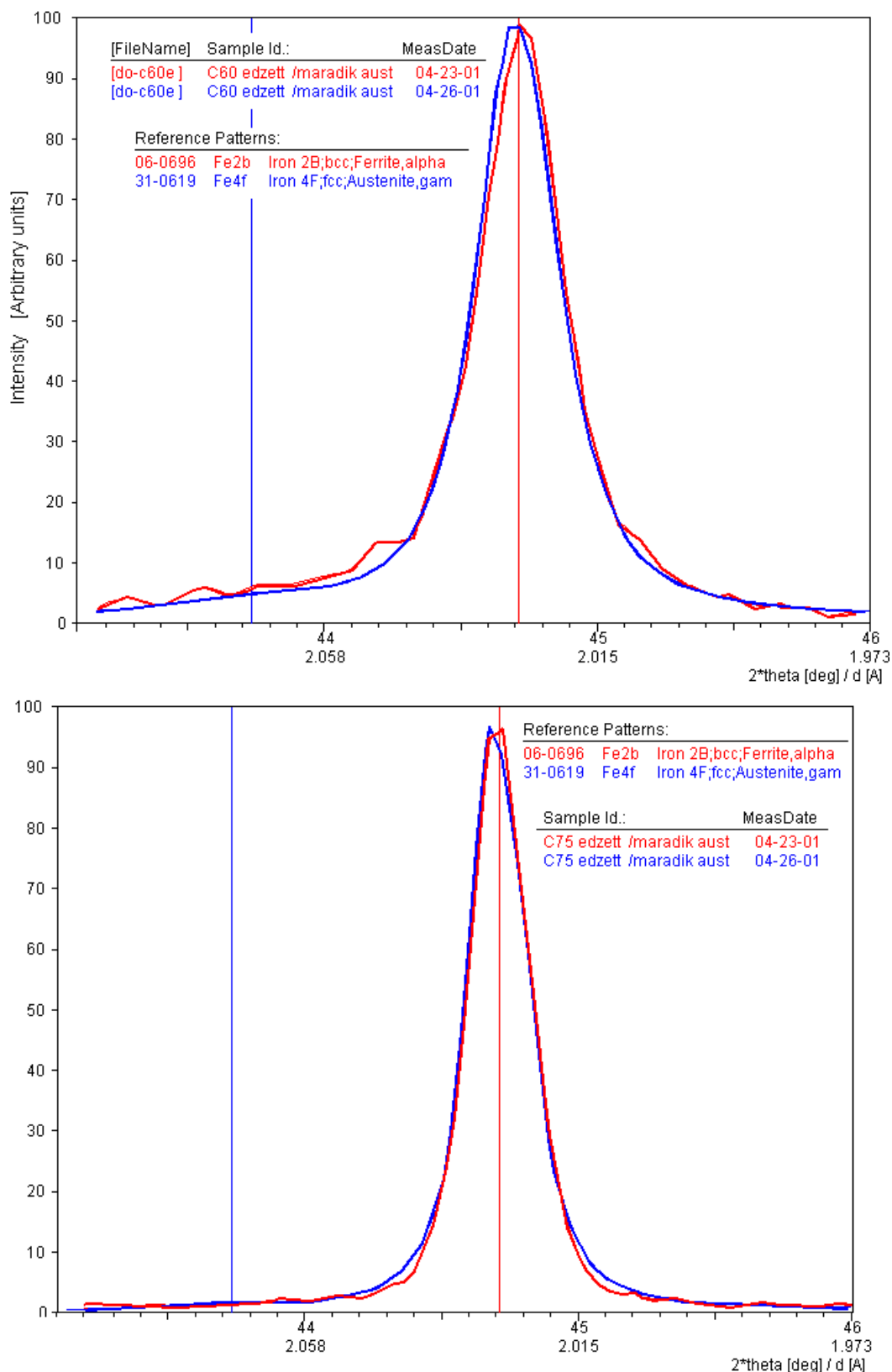
A Cu-anóddal végzett röntgendiffrakciós méréseknél is igen nagy nehézséget okozott az, hogy a nagymennyiségű, de jellemzően a nanoskálára eső méretű és nagydiszperzitású cementitet tartalmazó mintákban az ausztenit mennyisége a vizsgálat érzékelési határán mozog. Az 5%-os relatív értéket találtam olyannak, amely feletti ausztenittartalomra a kvalitatív értékelés már biztonságos, és a kvantitatív értékelés is helytálló az összehasonlító elemzésekben. Hozzá kell tenni, hogy ezekben az összehasonlító értékelésekben csak a ferritet és az ausztenitet vettem figyelembe. A vas-karbidot könnyű – és a ferrit csúcsaival való átfedése miatt hasznos – volt figyelmen kívül hagyni, mivel nem jelentek meg a csúcsai a diffraktogramokon (aminek az az oka, hogy a minta-előkészítés csak mechanikai polírozásból és rövid idejű, salétromsav-oldatos maratásból állt). A cementit jó röntgendiffrakciós láthatóságához viszont hosszú idejű maratás szükséges 5%-os HCl-oldatban [216].

Így tehát a Cu- és Co-anódos XRD-vizsgálatot a maradék ausztenit szempontjából kvalitatív-félkvantitatív (van / nincs?, több / kevesebb?) célra lehet jól használni a szalagfűrészlapok alapanyagainak vizsgálatában. Mutatja az XRD ez irányú hasznosságát az a példa, amely az edzést követő 15 perces megeresztés hatását szemlélteti (F3-31. ábra). Az edzést követő nagyobb hőmérsékletű (350°C) megeresztés után már gyakorlatilag teljesen hiányzik a (röntgenesen kimutatható) ausztenit.

Ugyancsak az ausztenit gyakorlatilag teljes eltűnése állapítható meg a hegesztett kötések közül azoknál, amelyek leolvasztó ellenállás-tompahegesztéssel készültek (F3-32. ábra), ugyanakkor a huzalelektrodás, aktív védőgázos ívhegesztéssel készített kötéseknek mind a varratfém, mind pedig a hőhatásövezete tartalmaz egyértelműen kimutatható mennyiséget. Ennek az a magyarázata, hogy a tomphaesztés után 600°C felett, míg a MAG-hegesztésnél csak 430°C-on eresztik meg, illetve utóhőkezelik a hegesztett kötések.

A sok éven át végzett röntgendiffrakciós vizsgálatok itt röviden összefoglalt eredményei azt jelzik, hogy a hazai gyártású acélszalagokban, az edzés hatására a(z ismeretlen mennyiségű bénittól kísért) martenzit mellett a maradék ausztenit mennyisége csak kb. 1–5% volt. Ebből a megeresztés során csak kevesebb maradhatott. Ezzel szemben a külföldről származó acélszalagok belsejében, még nemesített állapotban is kb. 5%, a felületükön pedig 10–20% volt az ausztenit mért mennyisége (ismét hangsúlyozom, hogy ezek az értékek a cementit részarányának teljes figyelmen kívül hagyásával értendő, a ferrithez viszonyított relatív értékek).

dc\_482\_12



23. ábra – A folyamatos nemesítősoron áthúzott acélszalagokból az edzési szakasz után kivágott minták röntgendiffraktogramja. Fent: C60 acél (S1-C60\_1402-es tekercs); az 5% ausztenit görbét vastag kék vonal jelzi. Lent: C75Cr (S1-C75\_1127-es tekercs) az 1% ausztenit illesztett görbét vastag kék vonal jelzi



Egyes termékek hőkezelésekor komoly küzdelem zajlik azért, hogy a maradék ausztenit mélyhűtési kezelésekkel teljesen eltüntessék; ilyenek pl. a csapágyacélok, a fémforgácsoló szerszámok (menetfűrők, fűrészlapok is [217]). Figyelembe véve az eddigieket, az ötvözetlen rugóacél szalagfűrészlapok esetében azonban más a helyzet. Itt a szívósságot önmagában is jelentősen növelő [218] maradék ausztenit további jótékony hatását kell feltételeznünk a szalagfűrészlap stabil mechanikai viselkedésére. Ez nemcsak annak fényében jelenthető ki, amit a nagy maradékausztenit-tartalmú M1-C75 és F1-C75 anyagok fárasztóvizsgálati és fűrészüzemi tapasztalatai mutatnak, hanem a maradék ausztenit ama sajátosságai alapján is, amelyet a TRIP-acélokban betöltött szerepe jelent, ahol „érte s nem ellene” folyik a küzdelem.

A maradék ausztenit teremti meg a lehetőségét annak, hogy előbb a szalagfűrészlap gyártásakor, a feszültségállapot hengerléssel való „beprogramozásakor” – ez a bombírozás – a képlékenyalakítás hatására, majd később az üzemeléskor az ismétlődő üzemi terhelések következtében alakítási martenzit képződjön. A szénacélok alakítási martenzitje összetett alakítási keményedési folyamatban [219, 220] jön létre. A martenzit járulékos keményedést okozó hatása közismert, de ez általában kedvezőtlenül hat a szívósságra, ami egy fáradásnak kitett szerszámnál káros. A bemetszett próbatesteken végzett szakító- és fárasztóvizsgálataimból azonban látható, hogy a több maradék ausztenit tartalmazó acélokban képződő szükségszerűen több martenzit egyáltalán nem csökkentette a szívósságot, jöllehet a ausztenit képlékeny alakváltozásával együtt járó martenzitképződés keményedést is okoz.

Ennek az okát abban látom, hogy a nagyon finom eloszlású maradék ausztenit biztosítja, hogy belőle egészen finom és diszperz eloszlású martenzit képződjön, és ez a kifáradással szembeni ellenállás növekedését vonja maga után. A túl kevés ausztenit stabilizáló edzés és / vagy a túl sok maradék ausztenit elbontó megeresztés viszont az ausztenitbomláshoz kötött szívósságcsökkenést okozhat [221]. Az viszont kiderült az összehasonlító vizsgálataimból, hogy a maradék ausztenit mennyisége és stabilitása nagyon eltérhet a hőkezelési technológia számos hatástényezője miatt [222].

Meg kell említeni, hogy a diszperz fázissal való erősítés elve nem csak a maradék ausztenit kínálja „spontán” mechanizmussal van jelen, hanem tudatos megoldásként is az oxiddiszperziós keményítésű acélszalagok által képviselve. Az a szalagfűrészlap, melynek anyaga 5% korundot tartalmaz, az [F1-2.c ábráján](#) látható.

Az XRD-vizsgálatok eredményeiből leszűrött összefüggések alapján arra jutottam, hogy a szalagfűrészlapok gyártási folyamatában a bombírozás során martenzitté alakuló ausztenit biztosítja azt, hogy a behengerelt feszültségszerkezet relaxációja minél később, illetve minél lassabban következzen be; a nemesített acélszalag erre való alkalmasságának mértéke pedig jobb, ha több benne a maradék ausztenit.

Az egyes acélszalagok felületén mért nagyobb ausztenitmennyiség a következőképpen magyarázható: az acélszalag vékonysága ellenére eltérő sebességgel hűl le a szalag felülete és belseje. A gyorsabban hűlő felületközeli réteg ausztemperálása kisebb hőmérsékleten kezdődik meg, emiatt hosszabb az inkubációs idő, és így itt kevesebb lesz a bénit és több a martenzit – s vele a maradék ausztenit – mennyisége az edzett acélban. Járulékos ausztenitforrásként kell figyelembe venni a gyártást záró csiszolási műveletet, amikor – a köszörüléshez hasonlóan [223] – egy vékony felületi rétegben – ausztenit jöhet létre, és ennek egy része megmaradhat.

A különböző gyártók acélszalagjain nemesített állapotban mért jelentősen eltérő ausztenittartalom abból ered, hogy erősen függ egyfelől az  $M_s$  alatti hűtés sebességétől a maradék ausztenit mennyisége [224], másfelől pedig a megeresztés hőmérsékletétől a martenzit és a maradék ausztenit elbomlásának sebessége, mértéke és

az átalakulási termékek finomsága. A nagyobb maradék ausztenit mennyiséget megőrző acélokat bizonyosan lassabban hűtötték az  $M_s$  alatt, és kisebb hőmérsékleten vagy / és időtartamig eresztették meg. A végeredményt hordozó termékek tulajdonsága jól jellemezhető az általam kidolgozott anyagvizsgálati módszerekkel.

### 3.2.5. A hengerlési és a megmaradó feszültségek

A 3.1. fejezetben ismertettem a nemesített acélszalagok eltéréseinek feltárására irányuló kutatómunkát. Bemutattam, hogy alkalmas metodikával vizsgálva milyen jelentősen különböznek a formálisan azonosnak tekinthető termékek egymástól. A gyártási kísérletekben előállított anyagokkal az *A-LAP Kft.* által elvégzett fűrészüzemi kísérletekben megismétlődtek a korábban is észlelt, jelentős eltérések a különböző nemesített acélszalagokból készített szalagfűrészlapok funkcionális tulajdonságaiban. Kedvezőtlen esetben a szalagfűrészlapok egyetlen vágási ciklus alatt elveszítettek vágási stabilitásukat, a hengerléssel kialakított eredeti feszültségállapotukat, míg a jobb minőségű szerszámok 3–4 vágási ciklust is képesek voltak teljesíteni.

Az 1999–2002-es acélszalaggyártási fejlesztések zárószakasza után nyilvánvalóvá vált az a következtetés, hogy a kidolgozott vizsgálati metodika eredményeiben és a fűrészüzemi funkcionális viselkedésben egyaránt észlelt jelentős eltérésekért a már feltárt és / vagy további, eddig még nem feltárt mikroszerkezeti hatástényezők a felelősek. A további kutatómunka ezért az eddig még nem vagy nem kellő mélységig vizsgált mikroszerkezeti jellemzők irányába fordult. A nemesített acélszalag meghatározó jelentőségű mikroszerkezeti tényezőinek feltárására irányuló kutatási periódusban elvégeztem a különböző gyártók azonos típusú anyagainak összehasonlítását, majd pedig egyetlen gyártó ugyanazon acélminőségére szűkítettem a vizsgálatokat. A kutatási cél elérése érdekében az ezen a téren korábban még nem alkalmazott módszereket vezettem be a szalagfűrészlap-alapanyagok vizsgálati metodikájába: a termikus analízist, a röntgendiffrakciós és az EBSD-s fázisanalízist, a nagyfeloldású elektronmikroszkópiát és a termoelektromos erő-mérést. Mindezek zárásaként maradt a szalagfűrészlapok hengerlési feszültségállapotának vizsgálata.

A nemesített, ötvözetlen rugóacél a legegyszerűbb esetben a martenzit megereesztésével létrejövő, csak alfa-vasat és vas-karbidot tartalmazó, nagyon finom szerkezetű anyag. A valóságban azonban jóval összetettebb az anyagszerkezet, és nem csak azért, mert az anyag tartalmaz maradék ausztenitet is. Az edzés eleve bénit-martenzit-ausztenites szerkezetet hoz létre (s öröklődhet az ausztenitesítés során fel nem oldódott vas-karbid is). A megeresztés mindhárom fázis fázisátalakulását vonja maga után. A bénites ferrit is, a bénites vas-karbid is, a martenzit is és az ausztenit is átalakulásba kezd a megeresztés hatására, amelyek lezajlásának módja és mértéke alig ismert. Ha még idesoroljuk az acél tulajdonságaira lényeges hatást kifejtő nitrid- és karbonitrid-kiválásokat, valamint a Cr-dús karbidokat, akkor egy meglehetősen összetett termodinamikai rendszer tárul elénk.

Ebből a felhasználás-központúság alapján az a válasz igazán fontos, amelyet ez az igen egyszerűnek tűnő, de valójában szinte teljesen ismeretlen anyag a szerszámgyártás hengerlési szakaszában „beléprogramozott” feszültségállapot megőrzésében képes felmutatni.

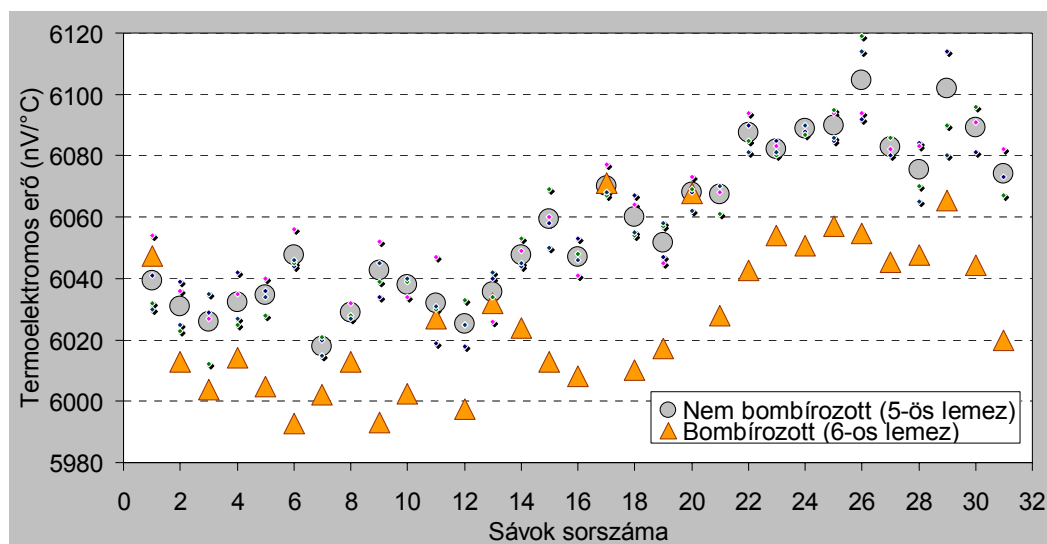
A nemesített eutektoidos acélszalagok maradék ausztenitjének kimutatására irányuló röntgendiffrakciós vizsgálatokról már bemutattam az eredményeket. A vizsgálatokat az *MTA Kémiai Kutatóközpont Diffrakciós Laboratóriumában Sajó István* végezte. További fontos röntgendiffrakciós vizsgálatokkal volt segítségemre az *MTA–ME Anyagtudományi Kutatócsoport* és a *Nanotest Hungary Kft.*, amely révén Magyarországon elérhetetlen mérések eredményeihez jutottam.

A szalagfűrészlapokon végzett bombírozást 72×1,0 mm-es, C75 anyagú acélszalagon elvégezve, a hengerlési sávban mérhető a vastagságcsökkenés. A hengerlőkkel vett érintőfogás után azok 0,30 mm, 0,45 mm, illetve 0,81 mm mértékű összezsarása után a meghengerelt szalagon rendre 0,001 mm, 0,002 mm és 0,004 mm vastagságcsökkenés (maradó alakváltozás) ment végbe. A bombírozóhengereket álló helyzetben összeszorítva azok az acélszalag felületén lenyomatot hagynak. A lenyomatok felületéből (F3-33. ábra) és az anyag folyáshatárából becsülhető a görgők által kifejtett nyomóerő: 0,2 mm-es görgőelmozduláshoz 5800 N, míg 0,66 mm-es hengerlőgörgő-elmozduláshoz 47 800 N nyomóerő tartozik a kísérletben használt bombírozóberendezésben.

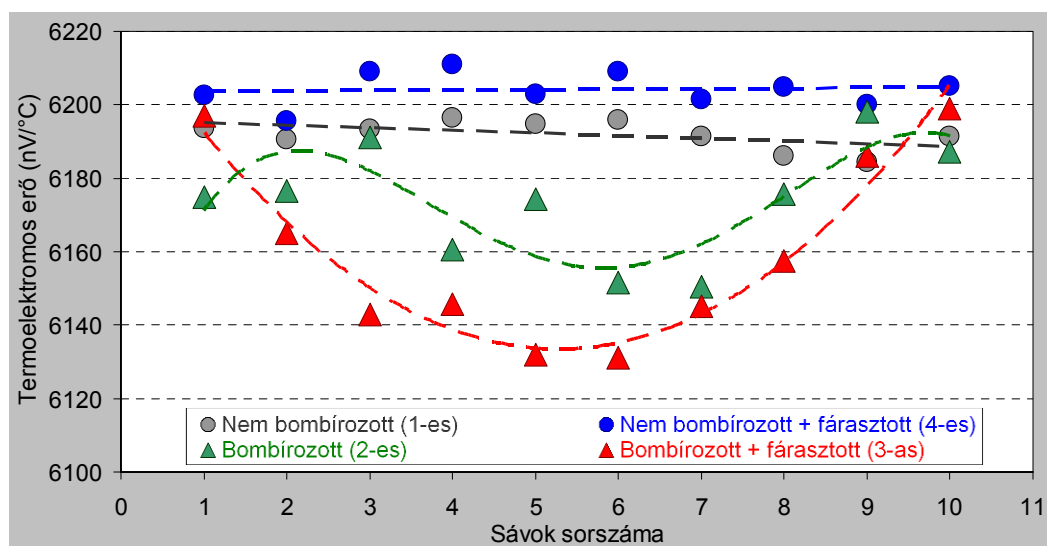
Ez az erőhatás képlékenyen alakítja az acélszalag érintett sávját, vékonyítja, és egyben nyújtja azt. Az acélszalag szélességét több sávban és eltérő mértékben [225] nyújtják annak érdekében, hogy a vágás közben a fűrészszalag stabilan fusson, és egyenesvágási képessége tartós legyen. A F3-33. ábrán látható lenyomatokon szembeötlő azok aszimmetrikussága; ezt a hengergörgők tengelyferdesége és kopottsága okozza. Ez a kísérlet „mellékhatásként” egy olyan gyártási hibaforrásra mutatott rá, amely rontja a szerszám hengerlési feszültségszerkezetének pontosságát. A bombírozás hatása – a beállított feszültségszerkezet – a szerszámokon gyakorlatilag észrevehetetlen, csak az üzemeltetés tapasztalatai árulkodnak az annak hatására kialakult feszültségszerkezet megfelelőségéről és tartósságáról, amelyet a felmelegedés is befolyásol [226]. Ezért olyan vizsgálati módszert kerestem, amellyel ez a feszültségszerkezet „láthatóvá” tehető és kvantitatív módon is jellemezhető.

A hengerlési feszültségek láthatóvá vagy / és mérhetővé tételére többféle anyagvizsgálati módszer is lehetőséget kínál: a feszültségoptikai és a röntgendiffrakciós vizsgálat régóta alkalmazott eljárások. Ezek laboratóriumi körülmények között, kis próbatesteken való mérésekre szolgálnak, noha mindkét eljárás helyszíni mérésekre alkalmas változatban is elérhető [227, 228, 229]. Egészen új, rendkívül perspektivikus mérési eljárásnak tartom a digitális, holografikus interferometriát. Ez az eljárás hamarosan arra is alkalmas lesz, hogy a szalagfűrészre üzemszerűen felhelyezett szalagfűrészlap több dm<sup>2</sup>-es felületén egyidejűleg feszültségtérképet készítsen a belső feszültségek eloszlásáról [230, 231]; ez igen hasznos lehet a diagnosztikában, karbantartásban. A digitális radiográfia képes a fogtőrepedések észlelésére (F4-8. ábra)!

A szalagfűrészlap feszültségszerkezetének láthatóvá tételére én is kidolgoztam egy új eljárást. Fogazatlan, de hegesztéssel végtelenített, bombírozatlan, illetve rendszeres gyártási feltételekkel bombírozott acélszalagokból kivágtam egy-egy 500 mm-es darabot, majd ennek középső szakaszát a szalag hossza mentén 3,2 mm-es sávokra vagdaltam vízszintes vágással. A vágási vonalak elkészítése ugyan már önmagában is feszültségfelszabadítással jár, de a teljes fűrészszalag még így is olyan merev maradt, hogy az egymás mellé helyezett vágási vonalak gyakorlatilag teljesen egyenesek és párhuzamosak maradtak. A bevágások egyik végénél keresztben elvágva az acélszalagot, a felszabdalt szakasz sávjainak szabad végei a bennük felhalmozódott megmaradó feszültségeknek engedve elmozdultak. A bombírozatlan szalagok felhasított sávjaival semmi nem történt, ám a bombírozott szalagok sávjai, kis túlzással, teljesen összekuszálódtak (F3-34. ábra). A felhasított szalagokból kivett sávokat termofeszültségmérési próbatestként kezeltem; a rajtuk mért Seebeck-együtthatókat a 24. ábra mutatja. A szétvágás és a hosszanti felszabdálás előtt a 40,7×1,06 mm-es, végtelenített, fogazatlan acélszalagokból (3-35–36. ábra) kettőn – egy szalagfűrészgépre felhelyezve és üzemszerűen előfeszítve azokat – háromórás „vágási tesztet” végeztem. Ezt követte a feldarabolás, a párhuzamos csíkokra szabdálás és a termoelektromos mérés (25. ábra). A széles, 118×1,10 mm-es, acélszalagokon nem végeztem fűrészelést szimuláló fárasztóvizsgálatot a termofeszültségmérés előtt.



24. ábra – A hossza mentén párhuzamos sávokra (csíkokra) felszabdalt, 118×1,10 mm méretű acélszalag próbatesteinek relatív Seebeck-együtthatója bombírozatlan, illetve bombírozott acélszalagon mérve (a nem bombírozott anyag adatpontjainál a mérési adatok szórásstartományja is látható az átlagértéken kívül)

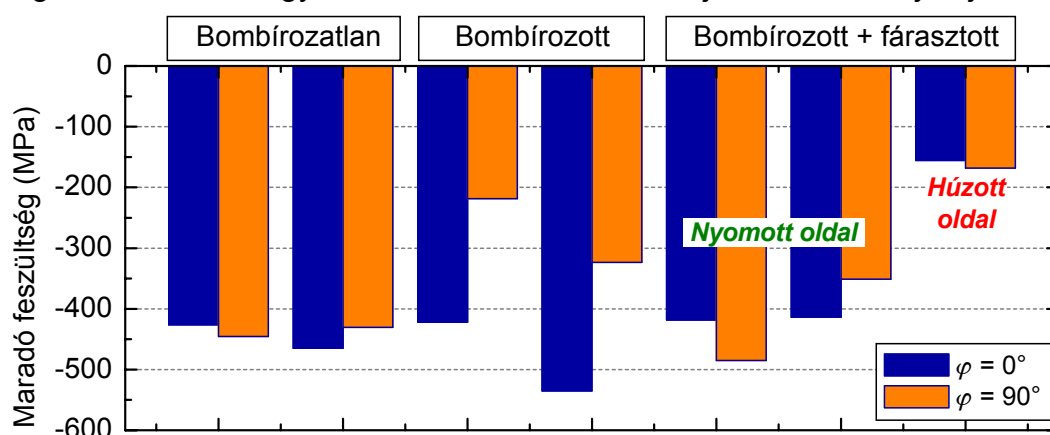


25. ábra – A hossza mentén párhuzamos sávokra (csíkokra) felszabdalt, 40,7×1,06 mm méretű acélszalag próbatesteinek relatív Seebeck-együtthatója bombírozatlan, illetve bombírozott acélszalagon mérve és az üzemi vágási feltételeket szimuláló fárasztó-vizsgálat elvégzése után

A termoelektromos erő mérése érdekes képet rajzol ki a (gátolt) képlékeny alakváltozás és a nagyciklusú fárasztás hatásáról. A bombírozás (sávosan végzett vastagságcsökkentő, nyújtó képlékenyalakítás) egyenletesen csökkenti a Seebeck-együtthatót a szalagszélesség szerint vett eloszlásban. Jóllehet a bombírozás a szélesség mentén egyáltalán nem egyenletes képlékenyalakítás – az acélszalag felületének még a fele sem találkozik a hengerpárral –, az acélszalagban kialakuló feszültségszerkezet egyfajta „rendeződésszerű” jelleget vesz fel. A nagyciklusú fárasztás hatása az alakítatlan anyagban egyenletes termoelektromos erő-növekedésben mutatkozik meg, míg a bombírozott anyagra ez csak az acélszalag két szélén érvényes; a szalag közbülső tartományán a Seebeck-együttható erősen ingadozva csökken.

A 25. ábra mérési adatai világosan jelzik, hogy a bombírozás és a nagyciklusú fárasztóterhelés mennyire átrendezi az acélszalag szélessége mentén a feszültség-szerkezetet. Azért, hogy még jobban megismerjem a különböző állapotok kvantitatív jellemzőit, újabb röntgendiffrakciós vizsgálatokra kerítettem sort. A 25. ábrán ismertetett acélszalagminták közül az 1-es, 2-es és 3-as szalagfűrészlapból származó mintán végezték el a röntgendiffrakciós vizsgálatokat a *Rigaku* kutatói a cég tokiói központjában.

A vizsgálatok Rigaku Ultima IV röntgendiffraktométerrel történtek,  $\sin^2\psi$  módszerrel (F3-37. ábra). A vizsgálati tényezőket és a számításokhoz használt mechanikai anyagjellemzőket a mellékletben példaként közölt vizsgálati adatlap tartalmazza (F3-38. és az F3-39. ábra). A Cr-K $\alpha$  röntgensugárzás behatolási mélysége az adott döntésszög-tartományon kb. 5–3  $\mu\text{m}$  [232]. A szükségszerűen eltérő felületi érdekesség némileg rontja a 26. ábrán látható megmaradó feszültség értékek pontosságát. Az eredmények szerint a gyártási állapotú acélszalag felületi sávjában nagy nyomófeszültség mérhető, ami a gyártás csiszolással való befejezésének velejárója.



26. ábra – A 40,7×1,06 mm méretű acélszalag megmaradó feszültsége bombírozatlan (gyártási állapotú), illetve bombírozott acélszalagon mérve, továbbá az üzemi vágási feltételeket szimuláló fárasztóvizsgálat elvégzése után (fajtánként több próbatest adatai)

A bombírozás lesimítja a csiszolási,-érdességi barázdákat, ugyanakkor a hengerlési irányra 90°-os szögben ( $\varphi = 90^\circ$ ) mérve jelentősen eltolja a megmaradó feszültségeket a húzófeszültségek irányába,  $\varphi = 0^\circ$  irányban pedig megnöveli a nyomófeszültségek nagyságát. A vágási feltételeket fizikailag szimuláló fárasztási kísérlet végtelenített acélszalagjaiból kivágott mintákon mérve, a húzott oldalon erősen lecsökkent a megmaradó nyomófeszültségek nagysága, a nyomott oldalon viszont egyfajta kiegyenlítődés ment végbe a kétféle  $\varphi$  szög mentén mérhető feszültségek értékei között. Ezzel párhuzamosan a maradék ausztenit mennyisége is csökkenést mutat: 2,64–2,80%-ra csökken a 3,47–4,27% értékről; ezek a két tizedes jegyre megadott számértékek eleve kicsik (a), és a mérés csak reprezentatív jellegű, de egyértelműen jelzi, hogy a maradék ausztenit mennyisége csökkent a fárasztó igénybevétel következtében.

A hengerlési és a megmaradó feszültségek vizsgálati eredményei megerősítik azt a korábban már megfogalmazott értékelést, amely a szalagfűrészlapok tönkremeneteli folyamatában meghatározó jelentőséget tulajdonít mindazoknak a tényezőknek, amelyek a feszültség-szerkezet stabilitásával függenek össze. Gyakorlati szempontokat is figyelembe véve elsősorban a termoelektromos erő mérése lehet akár diagnosztikai eszköz is a hevített csúcsos mérési módszer [159, 233] lehetőségei miatt, de a röntgendiffrakciós megmaradófeszültség-meghatározás is megoldható, már Magyarországon is, hordozható berendezéssel.

## 4. A tudományos eredmények összefoglalása és a tézisek

A faipari szalagfűrészlapok károsodására irányuló kutatómunkám egyik célja az volt, hogy rendszerbe foglalva értelmezsem az üzemi feltételek között bekövetkező töréses károsodások különféle mechanizmusait és kiváltó okait. Ennek megfelelően több száz, valóságos, üzemi feltételek között bekövetkezett károsodási esetet elemeztem. E tapasztalatok és a szakirodalmi ismeretek értékelésével rendszereztem a károsodások egyedi és általánosítható sajátosságait, anyagszerkezeti, technológiai és üzemeltetési hatástényezőit. Ezek együttes mérlegelésével olyan eredményekre jutottam, amelyeket tudományosan fontosnak – s többnyire újnak is – tartok.

Az eredmények összegzését követően, a 4.2. szakaszban, *öt rövid tézisben* fogalmazom meg a legfontosabb új tudományos eredményeimet.

### 4.1. A kutatómunka tudományos eredményeinek összefoglalása

Tudományos eredményeim *első csoportja* a faipari szalagfűrészlapok üzemi terhelése hatására bekövetkező töréses károsodásainak rendszerezését és a károsodások elemzésére kidolgozott és eredményesen alkalmazott eljárást összegzi.

1. A faipari szalagfűrészlapok ismétlődő terhelés hatására bekövetkező töréses károsodásait – amelyeknek részét képezik a teljes törésig nem jutó repedések is – a jellegük szerint a következő csoportokba soroltam:
  - fogtörépedéses törés (tipikus töréses károsodás),
  - hátszalagrepedéses törés (atipikus töréses károsodás),
  - a laptest közepén létrejött repedésből kiinduló törés (atipikus töréses károsodás),
  - a végtelenítésre szolgáló hegesztett kötés törése,
  - a tipikus és az atipikus repedések javítására végzett hegesztett kötés törése,
  - fogtöréses károsodások: a fogtest törése vagy a behegesztett lapka törése.
2. A töréses károsodások általános és egyedi jellegzetességeinek meghatározására kidolgoztam egy új károsodáselemzési eljárást. Ezzel eredményesen meghatározható a károsodási eset jellege, fő hatástényezői és a károsodás alapvető okai. A kidolgozott új károsodáselemzési eljárás a következő mikro- és mezoszerkezetvizsgálati elemekből épül fel, a mintavételi fázist követően:
  - a. A töréses károsodás jellegének megállapítása.
  - b. A makro- és mezoszerkezeti vizsgálata (sztereomikroszkóppal) a laptest mindkét oldala, a fogszalag és a hátszalag felől, fogak esetében minden fogfelület és minden él irányából.
  - c. Nem teljes törésig terjedt repedéseknél a repedés felnyitása a repedéscsúcsok károsítása és túlzott felmelegedés okozása nélkül.
  - d. A felnyitott repedés felülete és a laptest metszésvonalai környezetének, valamint a repedés töretfelületének sztereomikroszkóppal és pásztázó elektronmikroszkóppal végzett fraktográfiai vizsgálata.
  - e. A helyi kémiai összetétel meghatározása (EDS-analízis) az oldalfelületek, a fogszalag és a töretfelület kitüntetett pontjain.
  - f. A b)–e) pontokban leírt vizsgálatok megismétlése a repedéskörnyezet és a töretfelület megtisztítása után.
  - g. Metallográfiai „keresztcsiszolat” készítése az acélszalag hosszirányára merőleges síkban, a töretfelülethez minél közelebb eső, a vele ~párhuzamos sík szövetszerkezetének feltárása céljából. A keresztcsiszolaton, annak ismételt továbbcsiszolásával, legalább három sík vizsgálatát kell elvégezni.



Metallográfiai „lapcsiszolat” készítése a repedésképződési oldalhoz minél közelebb eső, vele ~párhuzamos sík szövetszerkezetének feltárása céljából. Fogtöréses és varratöréses esetekben különösen indokolt.

Metallográfiai hosszcsiszolat készítése a hegesztett kötés tengelyére merőleges metszettel, a hegesztett kötés övezetei szerkezetének vizsgálata céljából.

- h. Mikrokeménységmérés az alapanyag, a köszörült fogszalag környezete, a végtelenítési vagy javítóhegesztett kötés, illetve a fogtest kitüntetett pontjaiban.
- i. A fentiekén túlmenően más vizsgálatok elvégzése nem szükségszerű, de indokolt esetben új károsodáselemzési eljárás hasznos kiegészítései lehetnek (pl. radiográfiai vizsgálat, termoelektromos erő-mérés, röntgendiffrakciós vizsgálat).

A kutatómunkám tudományos eredményeinek *második csoportját* a tipikus és az atipikus töréses károsodások elemzéséből leszűrt általános összefüggések alkotják.

- 3. A fáradásos töréses tönkremenetek között a legnagyobb bekövetkezési valószínűségű a fogtörépedéses (tipikus) töréses károsodás. Ennek kialakulását ugyan az üzemi terhelés és a foggeometria is befolyásolja, de létrejöttében a meghatározó szerepet az alapanyag tulajdonságainak lokális eltérései játsszák. A fogtörépedések alapvető okát jelentő lokális tulajdonságváltozásokat, jól ismert módon, az élezési és az újraélezési műveletek képezik azzal, hogy a fogszalag alatti rétegben martenzites szerkezetet hoznak létre. A fogtörépedés töretfelülete alatti sík és a laptestsík metallográfiai vizsgálatával, továbbá keménységméréssel feltárható az élezési hőfolyamat létrehozta martenzites réteg. A fogtörésben vagy / és a fogakon esetenként látható, termikus eredetű elszíneződés vagy erős sorjásság csak utalás, nem pedig bizonyosság az edződés bekövetkeztére, amiként a termikus elszíneződés és a sorja hiánya sem jelenti a martenzites edződési réteg hiányát; csak 2.g pontban említett metallográfiai vizsgálat ad pontos választ az edződési réteg meglétére.
- 4. Az elemzett fogtörépedéses törésekben a martenzites réteg mélységi kiterjedése mindenkor meghaladta a metallográfiai maratás után meghatározható 1,2–1,5  $\mu\text{m}$ -t, de ez nem jelenti azt, hogy ennél kisebb martenzitesréteg-vastagság nem okozhat fogtörépedést. Az edződési rétegvastagság szélsőséges esetben elérheti a 140  $\mu\text{m}$ -t, az edződött réteg keménysége pedig a 900 HV<sub>0,1</sub> értéket is az ötvözetlen eutektoidos acél alapanyagokban.
- 5. A laptestsík metallográfia vizsgálata alapján megállapítható, hogy az edződési zóna az acélszalag hossza irányában akkor sem szükségszerűen összefüggő, ha a vastagság mentén összefüggő sorja képződik. Az edződési zóna jellemző hosszúsága a fűrészlap hosszirányában mérve jellemzően 0,1–2,0 mm hosszú (a mezoskála tartományába esik), és csak ritkán fut végig a fogtörés teljes hosszán.
- 6. A fogtörépedéses károsodást kiváltó martenzites réteg kialakulását nem lehet másként elkerülni, mint olyan élezési technológiával, amely kizárja a fogszalag felső sávjának akár csak részleges ausztenitesedését is. A szárazköszörülés fokozott kockázatot jelent, de nem szükségszerűen vezet martenzitképződésre. A vízhűtéses élezés jóval kisebb kockázatot jelent, viszont egyáltalán nem garantálja a martenzitképződés kizárását.
- 7. A martenzites réteg mindenkor aszimmetrikus elhelyezkedésű a fogszalag szélessége (azaz a fűrészszalag vastagsága) mentén. Akkor jelent fokozott törési kockázatot, ha az üzemeltetési közben, a hajtókerékre görbüléskor a fogszalag húzott (külső) oldalára esik a martenzites edződési sáv. Tovább fokozza a fára-

dásos repedésképződési és törési kockázatot az, ha a szóban forgó húzott oldalon durva sorja is képződik az élezési folyamatban.

8. A tipikus töréses tönkremenetekhez (fogtörések) hasonlóan az atipikus töréses tönkremenetek – tehát a hátszalagrepedéses és laptestközepi repedéses törések – esetében is elsősorban a lokális szerkezetváltozásra, nevezetesen a felületi rétegben martenzitképződésre vezethető vissza a repedésképződés. A martenzitképződés kiváltó oka elsősorban a lapvezetőkön való gördülés helyett a csúszásos súrlódás vagy a helytelenül elvégzett csiszolás.
9. A laptest közepéről kiinduló fáradásos törés martenzites réteg képződése nélkül is bekövetkezhet. E mechanizmus akkor valószínű, ha a laptest felületébe kellően nagy méretű nemfémes zárvány ágyazódik be vagy van eleve jelen a felület-től kis mélységben. Ilyenkor a beágyazódó vagy felszakadó zárványok fészke szolgál repedésmagként. A felületi zárvány származhat a laptest csiszolásakor vagy a megmunkált farönkök kérgére tapadt keramikusan anyagok szemcséiből. A felület alatti zárvány mindenkor acélgyártási vagy hegesztési eredetű.
10. A 3–8. pontban mondottak alapján kijelenthető, hogy a martenzites réteg kialakulása mind a tipikus, mind pedig az atipikus töréses károsodások legfontosabb mikroszerkezeti hatástényezője.

A kutatómunkám teljesen eredeti, *harmadik témakörét* képezi a faipari szalagfűrészlapok hegesztett kötéseinek és fogainak töréses károsodásaival kapcsolatos munka. A tudományos eredményeim harmadik csoportjába sorolt felfedezéseim ebből a témakörből származnak.

11. A hegesztett kötések törései körében minden más töréses károsodásnál nagyobb a teljes törések kockázata. A végtelenítésre szolgáló hegesztett kötések között a keskeny szalagok törése a leggyakoribb és a legnagyobb kockázatú. Ennek oka a leolvasztó tompahegesztésben kulcsfontosságú leolvasztási és az utóhőkezelési folyamat elégtelenségeinek általános előfordulása az ipari gyakorlatban. Az ívhegesztéssel végtelenített széles szalagfűrészlapok végtelenítő kötéseinek törése az atipikus töréseknél is ritkábban fordul elő.
12. A hegesztett kötések töréses károsodásának hatástényezői fontossági sorrendben: a varratfém melegrepedés, a hőhatásövezet túlhevített zónájában és a varratfémbe kialakuló, a martenzit és a diffúzióképes hidrogén okozta hidegrepedés és a varratfém porozitása. Ezek gyártástechnológiai hibából erednek, és gyakran együttesen jelentkeznek. Elhárításuk a hegesztéstechnológiai tényezők helyes alkalmazásával lehetséges.
13. A javítóhegesztési varratok melegrepedés-érzékenysége jóval nagyobb a kötőhegesztési varratokénál, ugyanis a javított repedések töretfelületein megtapadt szennyeződések fokozzák a varrathibák képződésének valószínűségét. Mivel a fogtőben képződött repedés javításánál a varratáthelyezés a fogtőn kívülre nem valósítható meg, így az üzemi igénybevétel ezeket fokozottan terheli; ez is magyarázza a javítási céllal készült varratok nagyfokú repedésérzékenységét.
14. A varratdudor vagy sorja helyi csiszolással való eltávolítása az egyik fő kiváltó oka a laptestközepi repedéseknek. A csiszolás durva, mikro- / mezoskálás méretű felszakadásokat okoz, zárványfészkeket nyit fel, edződést okoz a felület vékony rétegében, amelyek mindegyike erősíti a repedésképződési hajlamot.
15. Meghatároztam a zömítő tompahegesztéssel behesztett stellitlapok törési károsodásának uralkodó mechanizmusát (2.4.3. szakasz) és a károsodás alapvető

okait, amelyek között a lapkafészeknek a fog homlokfelületével párhuzamos felületén kialakuló összeolvadási kötéshibák a legfontosabb hatástényezők.

16. Röntgendiffrakciós vizsgálattal igazoltam, hogy a nagyciklusú fárasztás hatására csökken az acélban a maradék ausztenit mennyisége a bombírozott állapothoz képest. Meghatároztam a bombírozással kialakított feszültségszerkezet átalakulásának jellegét és az adott kísérleti feltételekhez tartozó számszerű adatait.
17. Kísérletekkel igazoltam, hogy a bombírozással kialakított feszültségszerkezetnek a nagyciklusú fárasztás hatására végbemenő változása, valamint a laptestközépi repedések környezetének anyagszerkezeti változásai jól nyomonkövethetők a termoelektromos erő mérésével. E vizsgálati eljárás diagnosztikai eszközként is alkalmazható a szalagfűrészlapok állapotfelügyeleti rendszereiben.

A károsodási jelenségek elemzése mellett fontos célként kívántam feltárni a különféle gyártók azonos rendeltetésű, gyártástechnológiájú és felhasználású alapanyagaira nézve a belőlük készült faipari szalagfűrészlapok jelentősen eltérő üzemi viselkedésének hátterében rejlő anyagszerkezeti tényezőket. A tudományos eredményeim *negyedik csoportjába* azokat a felismeréseimet sorolom, amelyekre a szalagfűrészlap alapanyagok fejlesztése és összehasonlító vizsgálatai során jutottam. Ezek az eredmények részben az adott acélcsoporton belüli finom eltéréseket mutatják meg, részben viszont általános érvényűek, amikor új anyagvizsgálati módszert vagy értékelési elvet fogalmaznak meg.

18. A nemesített rugóacél szalagok finom eltéréseinek összehasonlítására érzékeny módszer a 300–600°C-on végzett megeresztés, amely a keménységcsökkenés kinetikájában mutathat nagy eltéréseket.
19. A bemetszett próbatestekkel végzett szakítóvizsgálatból meghatározott mértékadó törésmunka érzékenyen feltárja az azonos szilárdságú és nyúlású acélszalagok eltérő bemetszésérzékenységét.
20. Új vizsgálati módszert dolgoztam ki a vékony acélszalagok szívósságának meghatározására. A Charpy-féle ütővizsgálatot ellenállás-ponthegesztéssel összehegesztett, réteges, szikraforgácsolással bemetszett próbatesteken végeztem, amely vizsgálat érzékeny módszernek bizonyult.
21. Új vizsgálati módszert dolgoztam ki a vékony acélszalagok repedésterjedéssel szembeni ellenállásának jellemzésére. A Kahn-féle (Navy-) tépővizsgálatot alkalmaztam vízszintes vágással bemetszett próbatesteken. A különféle lemezanyagok közti különbségeket a legerősebben egyrészt a repedésterjedési út, másrészt a repedésmegállítási munkának az egységnyi repedéshosszra fajlagosított értéke, a fajlagos repedésterjedési energiaveszteség fejezi ki.
22. A kifáradási jellemzők összehasonlítására szikraforgácsolással bemetszett próbatestekkel végzett fárasztóvizsgálati módszert dolgoztam ki, mellyel biztosítható a kisciklusú vagy a kvázikisciklusú törési ciklusszám s a jó összemérhetőség. A vizsgálat optimális feltételei – olyan nemesített acélszalagokra, amelyeknél az egyezményes folyáshatár a szakítószilárdság 85–90%-a –, a következők:
  - a. A kétoldali szimmetrikus bemetszés lekerekítési sugara 0,30 mm. A bemetszési csúcsok távolsága a próbatest szélességének 66–72%-a.
  - b. A vizsgálati közép feszültség a szakítószilárdság 78–80%-a és az egyezményes folyáshatár 88–90%-a közül a kisebbiknek megfelelő érték.
  - c. A lüktetőterhelés amplitúdója a vizsgálati közép feszültség 31–33%-a.

- d. Összehasonlító vizsgálatban a közép feszültségek és az egyezményes folyáshatárok hányadosainak eltérése legyen kisebb, mint 5%.
23. A termoelektromos erő mérésével összehangolt megeresztési kísérletek értékelése alapján rámutattam, hogy az azonos hőmérsékletű megeresztések kinetikája nem függ az előzetes túlhűtés hőmérsékletétől. A maradék ausztenit mennyiségének növekedésével lassul a relatív Seebeck-együttható növekedése, ami jól tükrözi a martenzit és a maradék ausztenit eltérő sebességű átalakulását a megeresztés során.
24. A 270 féle, de azonos anyagminőségű acélszalag vizsgálata azt igazolta, hogy a gyártási méretek – szélesség és vastagság – és a relatív Seebeck-együttható között nincs korreláció.
25. A nemesített acélszalagok hőáramgörbéit elemezve rámutattam, hogy az exoterm és az endoterm hőáramcsúcs kiemelkedésének hányadosa a legérzékenyebb tényező az összehasonlító vizsgálatokban.
26. A hőáramgörbéken 350 és 650°C között általában monoton csökkenő meredekségű változás észlelhető, ám egyes esetekben egy hosszú és lapos exoterm csúcs jelentkezik; ez olyan anyagra jellemző, amelynek egyébként kiugróan kicsi a relatív Seebeck-együtthatója.
27. Pásztázó transzmissziós elektronmikroszkópos (STEM-) vizsgálattal igazoltam, hogy a karbidokat befoglaló ferrit mátrixban az edzett állapot martenzitjének léces-köteges szerkezete megőrződik a megeresztési folyamatban.
28. A cementit-rögöcskék legkisebb méretére nézve a szakirodalomban Cr-Mo ötvöztetésű nemesíthető acélra közölt ~8 nm érték jól egyezik az általam észlelt legkisebb mérettel, tehát a folyamatos nemesítősoron hőkezelt, eutektoidos, ötvöztelen acélokra is jellemző ez a méret.
29. Átvilágításos elektronmikroszkópiai (TEM-) vizsgálattal igazoltam, hogy a megeresztett állapotra jellemzőnek ismert, nagyméretű karbidrögöknek tekintett fázisok valójában finom, akár 10 nm-esnél is kisebb, karbidrögöcskék agglomerátumai is lehetnek.
30. Visszaszórtelektron-diffrakciós (EBSD-) vizsgálattal igazoltam az azonos módon gyártott szalagfűrészlap alapanyagok karbidszerkezetének jelentősen eltérő voltát. Az EBSD-vel vas-karbidként azonosított fázis mennyiségében mutatkozó eltérés minősítő értéként alkalmazható a nemesített acél karbidszerkezeti finomságának jellemzésére. Az EBSD-vel mért karbidmennyiség és a termoelektromos erő között fordított arányosság áll fenn.
31. A maradék ausztenit röntgendiffrakciós meghatározására a Co-anód mellett a Cu- és Cr-anód is jól használható. Rámutattam, hogy a 2000-es évek elején a hazai gyártású szalagfűrészlap alapanyagokban és a külföldről származó, csiszolt felületű acélszalagokban egyaránt kb. 5% volt a maradék ausztenit, viszont a felületükön mért mennyiségben nagyon jelentős eltérés mutatkozott: ~0% versus 10–20%.  
A karbidszerkezet finomságának eltérései mellett ez a leglényegesebb különbség, amelyet feltártam. Ennek magyarázataként két hatást jelöltem meg: a nemesítés ausztemperálási és megeresztési fázisainak eltéréseit, valamint az acélszalaggyártás záróműveleteként alkalmazott vagy elhagyott felületcsiszolást. Ez a lágyításkor dekarbonizálódott – így a martenzites átalakulásra jóval kevésbé alkalmas – réteget eltünteti, és az újrahevítő hatása miatt edződést okozhat.

32. A leromlási folyamatok elemzéséből arra következtettem, hogy a maradék ausztenit fontos szerepet játszik a szalagfűrészlapok üzemi viselkedésében. A bombírozáskor és az üzemi terhelés során a maradék ausztenit fokozott szívósságot biztosít, egy része pedig martenzitté alakul; ez elősegíti azt, hogy a behengerelt feszültségszerkezet relaxációja minél lassabban következzen be. A nemesített acélszalag feszültségszerkezeti stabilitása előnyösebb, ha a maradék ausztenit finomabb karbidszerkezettel párosul, és mennyisége nagyobb a felületközeli rétegekben.
33. Hegesztett kötések röntgendiffrakciós (XRD-) vizsgálatával igazoltam, hogy a maradék ausztenit gyakorlatilag teljes eltűnik a leolvasztó tompahegesztéssel készült varratokból, míg a huzalelektrodás, aktív védőgázos ívhegesztéssel készített kötéseknek mind a varratfém, mind pedig a hőhatásövezete tartalmaz egyértelműen kimutatható mennyiséget. Ennek az a magyarázata, hogy a tompahegesztés után 600°C felett, míg a védőgázos ívhegesztésnél csak 430°C-on eresztik meg, illetve utóhőkezelik a hegesztett kötéseket. A maradék ausztenit teljes hiánya fontos hajlamosító tényező a leolvasztó tompahegesztéssel végtenített szalagfűrészlapok hegesztett kötéseinek fáradásos törésére.

A kutatómunkámat ismertető értekezés, az abból leszűrt és a 4.1. szakaszban csoportosítva és pontokba szedve felsorolt, tudományosan értékes következtetéseim alapján öt pontban – úgynevezett tézisben – foglalom össze a kutatómunkám fő eredményeit.

#### 4.2. Tézisek

1. *Rendszerbe foglaltam az eutektoidos rugóacél alapanyagú faipari szalagfűrészlapok és hegesztett kötéseik töréses károsodásait, és új károsodáselemzési eljárást dolgoztam ki az üzemi feltételek között bekövetkező töréses tönkremenetek okainak meghatározására.*
2. *A martenzites felületi réteg kialakulása nemcsak a fogtörepedéses, hanem a hátszalagrepedéses törési károsodásoknak is meghatározó mikroszerkezeti hatástényezője; a károsodás a helytelen csiszolás vagy az üzemelés közben fellépő rendellenes súrlódás hatására jöhet létre.*
3. *A hegesztett kötések töréses károsodásai főleg a leolvasztó tompahegesztéssel készült varratokat sújtják. A varratfém melegrepedése, a hőhatásövezet túlhevített zónájának s a varratfémnek a hidegrepedése, valamint a varratfém porozitása a legfontosabb károsodási hatástényezők.*
4. *A laptestközepi törések legfontosabb kiváltóokai a laptest csiszolása, illetve a lapvezető görgők koptatóhatása. Mindkét hatás felületi felszakadásokat és martenzitképződést okozhat, zárványfészkeket nyithat fel, amelyek fáradásos törés repedésmagjaivá válhatnak.*
5. *Kidolgoztam azokat a vizsgálati és értékelési módszereket, amelyek lehetővé teszik az eutektoidos rugóacél szalagfűrészlap-alapanyagoknál a fűrészlap-károsodási folyamatokkal összefüggő mechanikai és mikroszerkezeti tulajdonságok meghatározását.*



### 4.3. A tudományos eredmények hasznosulása

A kutatómunkám során folyamatosan kapcsolatban álltam a szalagfűrészlapok legnagyobb hazai gyártójával, és rajta keresztül a hazai fafeldolgozó ipar számos szereplőjével, amelyek a faipari szalagfűrészlapok felhasználói. A legközvetlenebb módon az ipari gyakorlatból érkező kérdésekre kellett folyamatosan választ keresni, és a helyes válasz megtalálása az esetek nagy részében sikerült is. A károsodás-elemzési tapasztalatok visszacsatolása folyamatosan történt, és ennek folytán lemérhetően erősödött a felhasználók anyagtechnológiai tudatossága a szalagfűrészlap szerszámok üzemeltetése és karbantartása terén. Több szakmai továbbképzésen előadásaimmal és károsodás-elemzési tapasztalataim átadásával közvetlenül is részt vettem ebben a folyamatban.

Ugyancsak közvetlenül hasznosult a gyakorlatban annak a kutatás-fejlesztési programnak számos eredménye, amelyet a hazai acélgyártó és -feldolgozó vállalatokkal közösen folytattunk a nemesített acélszalagok fejlesztése területén. Ez a közös munka is része volt annak az alapozásnak, amelyre később sikeresen épült rá a hazai DP-acél és TRIP-acél fejlesztési munka.

Nem lehet kellőképpen hangsúlyozni, hogy mennyire fontos számomra, az hogy az eredményeim jelentős része folyamatosan hasznosult a gyakorlatban. A faipari szalagfűrészlapokat gyártó, karbantartó és azokat üzemeltető vállalatok szakemberei körében. Ezzel talán valamelyest meg tudtam felelni a *Rejtő Sándor* felhívásának: „jó és hasznos szolgálatot tenni a technikai tudományoknak s az iparnak”.

### 4.4. Az értekezés témakörében megjelent saját közlemények jegyzéke

1. Káldor M, Dobránszky J: Austenitization of spheroidal eutectoid steels. Zeitschrift für Metallkunde, 86 (1995:5) 359–361.
2. Dobránszky J: Az ötvözetlen acélok gyors hőkezelése, tűzi alumíniumozása és austenitesítése során végbemenő fázisátalakulások egyes új vonásai: PhD-tézisek összefoglalása, BME Gépészmérnöki Kar (1997)
3. Káldor M, Dobránszky J, Vörös Gy: Az acélok izotermás ausztenitesedésének vizsgálata. Bányászati Kohászati Lapok – Kohászat, 130 (1997:2–3) 114–119.
4. Dobránszky J: Kis falvastagságú, nagy C-tartalmú acélok hegeszthetősége. In: Gáti József (szerk.) X. Országos Hegesztési Tanácskozás: Siófok-Balatonszéplak-felső 1998. április 23–24. GTE, Budapest (1998) 114–119.
5. Káldor M, Dobránszky J: The change of carbide morphology during austenitization. In: Molnár K, Ziaja Gy, Vörös G (szerk.) Gépészet '98 Budapest, 1998.05.28–29. Springer Hungarica Kiadó, Budapest (1998) 231–236.
6. Prohászka J, Dobránszky J: Nouvelles expériences faites dans le domaine de recherche de la technologie du traitement thermique rapide. Traitement Thermique 306 (1998) 55–59.
7. Kléber X, Dobránszky J, Vincent A: A termoelektromos erő mérés alkalmazása a fémtani folyamatok vizsgálatában. Anyagvizsgálók Lapja 11 (2001) 6–9.
8. Prohászka J, Hidasi J, Dobránszky J: The effect of magnetic field on the recrystallisation of ferromagnetic material with special respect regarding its anisotropy. Journal of Materials Processing Technology 108 (2001:2) 205–208.

9. Dobránszky J: Nagy C-tartalmú acélszalagok folyamatos hőkezelése. Műszaki Gazdasági Közlemények 4 (2002) 201–204.
10. Dobránszky J: Nagy C-tartalmú acélszalagok folyamatos hőkezelése. In: Tóth T (szerk.) XX. Hőkezelő és anyagtudomány a gépgyártásban országos konferencia. Kecskemét, 2002.10.16–18. Dunaújvárosi Főiskola, Dunaújváros (2002) 137–141.
11. Dobránszky J, Magasdi A, Ginsztler J: Bemetszésérzékenység és fogtőrepedés vizsgálata szalagfűrészlapokon. Anyagok Világa 5 (2004:1) 1–8.
12. Dobránszky J, Szabó PJ, Berecz T, Hrotkó V, Portkó M: Energy dispersive spectroscopy and electron backscatter diffraction analysis of isothermally aged SAF 2507 type superduplex stainless steel. Spectrochimica Acta Part B-Atomic Spectroscopy, 59 (2004:10–11) 1781–1788.
13. Dobránszky J: Hőkezelési folyamatok hatására acélokban lejátszódó folyamatok vizsgálata termoelektromos erő-méréssel. In: Tóth T (szerk.) XXI. Országos Hőkezelő és Anyagtudomány a Gépgyártásban Országos Konferencia, Dunaújváros, 2004.10.13–15. Dunaújváros: Dunaújvárosi Főiskola, (2004) 62–65.
14. Dobránszky J: Investigation of carbon diffusion controlled processes with thermoelectric power measurement. In: Penninger A, Kullmann L, Vörös G (szerk.) Gépészet 2004: Proc. Fourth Conf. Mech. Eng. Budapest, 2004.05.27–28. BME, Budapest (2004) 33–37.
15. Magasdi A, Dobránszky J, Ginsztler J: Investigation of notch sensitivity of high-carbon steel strips. In: Penninger A, Kullmann L, Vörös G (szerk.) Gépészet 2004: Proc. Fourth Conf. Mech. Eng. Budapest, 2004.05.27–28. BME, Budapest (2004) 121–125.
16. Dobránszky J, Magasdi A, Ginsztler J: Investigation of notch sensitivity and blade breakage of bandsaw blade steels. Materials Science Forum 473/474 (2005) 79–84.
17. Dobránszky J: The microwelding technologies and their applications. Scientific and Technical Bulletin of the Aurel Vlaicu University of Arad Series: Mechanical Engineering 1 (2005:4) 5–11.
18. Dobránszky J, Bella Sz, Kientzl I: Wear of the tungsten electrode at the TIG arc-spot welding of dissimilar metals. Materials Science Forum 473–474 (2005) 73–78.
19. Verő B, Zsámbók D, Horváth Á, Dobránszky J, Kopasz L, Hirka J: Advanced structural steels in the Hungarian steel industry. Materials Science Forum 473–474 (2005) 23–32.
20. Dobránszky J: Microstructural characterisation of eutectoid and TRIP steels by EDS, EBSD XRD and thermoelectric analysis. In: Lépy MC (szerk.) EXRS 2006 Eur. Conf. X-Ray Spectr. Paris, June 19–23, 2006: Presentations & Posters. (2006) P9–18.
21. Magasdi A, Dobránszky J: Fatigue properties of the welded joints of high-carbon steel ribbons. In: Dehelean D (szerk.) Proc 1st IIW South-East European Welding Congress. Temesvár, 2006.05.24–26. ISIM (2006) 347–352.
22. Magasdi A, Dobránszky J: Nagy szénttartalmú acélok hegesztett kötéseinek fáradásos tulajdonságai. In: Gáti J (szerk.) XII. Országos Hegesztési Tanácskozás, Budapest, 2006.09.14–15. Budapesti Műszaki Főiskola, Budapest (2006) 1–7.

23. Magasdi A, Dobránszky J: Szalagfűrészlapok fáradásos törései.  
In: IX. Országos Törésmechanikai Szeminárium, Miskolc, 2006.10.16-17. Miskolc: BAY-LOGI (2006) 1–12.
24. Dobránszky J: A folyadék fázisban végbemenő folyamatok.  
In: Szunyogh L, Artinger I, Romvári P (szerk.) Hegesztés és rokon technológiák: Kézikönyv. Budapest: Gépipari Tudományos Egyesület (2007) 47–54.
25. Magasdi A, Dobránszky J, Tusz F, Ginsztler J: Fatigue properties of welded joints of high-carbon steels.  
Materials Science Forum, 537–538 (2007) 47–53.
26. Dobránszky J: Microstructural characterization of eutectoid steel strips.  
Materials Science Forum 589: 13–18. (2008)
27. Magasdi A, Dobránszky J, Nagy P, Kálazi Z: Nagy C-tartalmú acélszalagok lézersugaras hegesztéssel készült varratainak fáradása.  
In: Tóth T (szerk.) XXIII. Hőkezelő és Anyagtudomány a Gépgyártásban Országos Konferencia és Szakkiállítás. Balatonfüred, 2008.10.1–3. Dunaújváros: GTE Hőkezelő Szakosztály (2008) 59–64.
28. Magasdi A, Dobránszky J: Nagy szénttartalmú acélszalagok lézersugaras hegesztése.  
Hegesztéstechnika, 19 (2008:3) 105–109.
29. Dobránszky J: Reliability influencing factors for woodworking band-saw blades.  
In: Sloboda A (szerk.): Bezpečnosť - kvalita - spoľahlivosť 4. medzinárodná vedecká konferencia, Technická univerzita Strojnícka fakulta, Technická Univerzita, Košice (2009) 51–55.
30. Dobránszky J, Magasdi A, Havasi L, Buza G: Laser technology based production of woodworking bandsaw blades.  
In: 4th Int. Conf. – Innovative technologies for joining advanced materials: Proc. Temesvár, 2010.06.10–11. Temesvár (2010) 100–104.
31. Magasdi A, Ginsztler J, Dobránszky J: Fatigue of laserbeam welded joints of high-carbon steel strips.  
Materials Science Forum, 659 (2010) 61–66.
32. Dobránszky J: A szalagfűrészlapok tönkremenetele.  
DyTh Műszaki Tanácsadó Bt., Budapest 2013.
33. Dobránszky J, Kozma B, Simon G: Szalagfűrészlapok hegesztéstechnológiájának fejlesztése.  
Hegesztéstechnika, 24 (2013:1) 69–72.
34. Dobránszky J, Bitay E: Ellenállás-hegesztés a szalagfűrészlapok gyártásában.  
Hegesztéstechnika 24 (2013:4) 51–54.
35. Sandor T, Mekler C, Dobránszky J, Kaptay G: An improved theoretical model for A-TIG welding based on surface phase transition and reversed Marangoni flow.  
Metallurgical and Materials Transactions A - Physical Metallurgy and Materials Science, 44A (2013:1) 351–361.

## Köszönetnyilvánítás

Egy kutató pályáján az egyik legjelentősebb állomás az akadémiai doktori mű, az értekezése megírása. Egy mű csak úgy lehet tartalmilag is és olvasmányként is értékes, ha a szerző mindkét feladatra alkalmas és felkészült. Arra törekedtem, hogy az értekezésem megfeleljen e kettős elvárásnak. Az esélyt erre azoktól a nagyszerű tanáraitól kaptam, akik közül valaki pályám minden állomásán érdemesnek tartott arra, hogy tanítson, neveljen, s foglalkozzon velem, még ha sokszor ostoba voltam is. Nem csak e doktori mű megszületéséért tartozom köszönettel és hálával nekik ...

- **Juharos Dezsőné, Király Zoltánné** tanítónők és **Zombor Józsefné** tanárnő szerettették meg velem az iskolát, a tanulást, az olvasást, a könyveket.
- **Margócsy Klára**, gimnáziumi magyartanárom szerettette meg velem az írást, a verseket, és égette belém örökre azt az üzenetet *József Attilától*, hogy „Igazi lelkünket, akárcsak az ünneplő ruhákat gondosan őrizzük meg, hogy tiszta legyen majd az ünnepekre”.
- **Bödök Károly**, egyetemi és kollégiumi mentorom, akit a BME valaha volt egyik legkiválóbb tanárának tartok. Ő szerettette meg és példázta igazán az anyag, a technológia és az igénybevételek együttes értelmezésének komplexitását. Ő értette meg velem a közösségek és a lehetőségek művészetének fontosságát is, s hozzá az értelmiségi ember – és egy műegyetemi tanár – valódi felelősségét.
- **Prohászka János**, a professzorom, adott példát a szorgalmas és alapos kutatómunka értelméről, a kutató kötelességéről. A *Rejtő professzor* által máig érvényes módon definiált [234] technológia jelentőségének szűnni nem akaró hangsúlyozása révén [235] *Prohászka professzor* világította meg teljes egyértelműséggel számomra *Gillemot professzor* frappáns mondását [236] arról, hogy a műszaki tudományos kutatásnak feltétlenül a technológia világában kell maradnia.

Kiemelt köszönettel tartozom **Hrotkó Istvánné Valikának** és **Sárközy Zsigmondnak**, Tőlük a metallográfiai, mechanikai és termoelektromos mérési vizsgálatok elvégzésében több évtizeden át pótolhatatlan segítséget kaptam, és szakmailag is nagyon sokat tanultam.

Az egész kutatómunka értelmét, gyakorlati hátterét, ipari jelentőségének igazolását **Havasi Lajosnak**, az *A-LAP Kft.* ügyvezetőjének köszönhetem, akitől szakmailag is nagyon sokat tanultam, és a munka iránti alázat terén is példát vehettem.

Köszönetemet fejezem ki mindazoknak a tanárainknak, munkatársainknak, munkahelyi vezetőimnek és diákjainknak, akik – sokszor talán nem is tudva róla – olyan segítséget nyújtottak, hogy a nélkül nem tudtam volna elvégezni azt a munkát, amely ennek az értekezésnek a megírását lehetővé tette. Közülük is külön köszönettel tartozom a következő kollégáknak, akiknek azt a munkahelyét tüntetem fel, ahonnan a munkámat elsősorban segítették; röviden utalok a támogatásuk tartalmára is:

Bella Szabolcs, Lasersystems Kft.  
Bende Margit, BME Francia Tagozat  
Buza Gábor, Bay-ATI  
Csepeli Zsolt, Dunaferri Kutatóintézet  
Czigány Tibor, MTA–BME  
Czoboly Ernő  
Dénes Éva, Dunaferri Kutatóintézet

Lézersugaras felrakóhegesztési kísérletek  
Az INSA de Lyonra való kijutásom kezdeményezője  
Lézersugaras hegesztési kutatások  
Acélszalag-fejlesztési kutatások  
Munkahelyi vezetőm 2012 júliusától  
Írásos műveim lektorálása  
Acélszalag-fejlesztési kutatások

Dévényi László, BME	Munkahelyi vezetőm, 2012. január 1. – június 30.
Fábián Réka Enikő, Bay-ATI	Acélszalag-fejlesztési kutatások
Fauszt Anna, Bay-ATI	DSC-mérések
Fodor Olivér, ÁEF Laboratórium Kft.	Vegyelemzési vizsgálatok
Gaál Zoltán, MTA–BME	EBSD-mérések
Ginsztler János, MTA–BME	Munkahelyi vezetőm 1996-tól 2011 végéig
Hegmann Norbert, Bay-Nano	SEM-FEG-es vizsgálatok
Hirka József, Silco Rt.	Acélszalagfejlesztési kutatások
Káldor Mihály, BME	Közöse kutatások az ausztenitesedésről
Kelemen Éva, BME Francia Tagozat	Az INSA de Lyonra való kijutásom támogatása
Xavier Kléber, INSA de Lyon GEMPPM	Kutatótársam az INSA de Lyon GEMPPM-en
Kovacs Edith Alice	Matematikai statisztikai elemzések
Kristyákné Maróti Gizella (Gizke), MTA–BME	Fraktográfiai ismereteim megalapozója
Lenkeyné Bíró Gyöngyvér, Bay-LOGI, ME	Műszerezett ütővizsgálatok
Magasdi Attila, BME	Az első PhD-hallgatóm
Majoros András, AGMI Rt.	Fárasztóvizsgálatok végzése
Moson Péter, BME Francia Tagozat	Az INSA de Lyonra való kijutásom támogatása
Akimitsu Nezu, Rigaku Corporation, Tokió	Röngendiffrakciós vizsgálatok
Nyitrai Zsolt, Fuji Magyarország Kft.	Digitális radiográfia
Pekker Péter, Bay-Nano	TEM-vizsgálatok
Pintér Zoltán, Nanotest Hungary Kft.	Röngendiffrakciós vizsgálatok
Portkó Mihály, BME	Metallográfia és SEM-vizsgálatok
Roósz András, ME	A Miskolcon végzett vizsgálatok támogatása
Sajó István, MTA KKKI	Röngendiffrakciós vizsgálatok 1999-től sok éven át
Götz Schuck, Rigaku European Hq. Berlin	Röngendiffrakciós vizsgálatok
Christine Sidoroff, INSA de Lyon GEMPPM	Kutatótársam az INSA de Lyon GEMPPM-en
Sólyom Jenő, MTA–ME kutatócsoport	Röngendiffrakciós vizsgálatok
Malloum Soultan, INSA de Lyon GEMPPM	Kutatótársam az INSA de Lyon GEMPPM-en
Szabados Ottó, Dunaferri Kutatóintézet	Acélszalag-fejlesztési kutatások
Takács Józsefné, Bay-ATI	TEM-vizsgálatok
Tisza Miklós, ME MTT	A műszerezett ütővizsgálatok támogatása
Tóth László, Bay-LOGI	A miskolci vizsgálataim támogatása, lektorálás
Törzsök Péter, MTA–BME	OES-vizsgálatok
Urbán János, A-LAP Kft.	Az A-LAP Kft.-nél végzett kísérletek támogatása
Verő Balázs, Bay-ATI	Az acélszalag-fejlesztési kutatások és a Bay-ATI-ban végzett vizsgálatok támogatása mellett több évtizeden át támogatta szakmai munkámat.
	Neki köszönhetem szaklapszerkesztői éveimet.
Alain Vincent, INSA de Lyon GEMPPM	Kutatásvezetőm az INSA de Lyon GEMPPM-en
Zsámbók Dénes, Dunaferri Kutatóintézet	Acélszalag-fejlesztési kutatások
Zsarnóczai Sándor, MTA–BME	Mechanikai anyagvizsgálatok, műszerfejlesztés



dc\_482\_12

## Hivatkozások jegyzéke

- 
- [1] Duginske M: *Band Saw Handbook*. Sterling Publishing Co., Inc. New York (1989)
  - [2] Jones PA, Simons EN: *Story of the saw*. Newman Neame (Northern) Ltd, Manchester (1961)
  - [3] Székely Mihály: Miért nem vághat az eddig használt szalagfűrész és hogy kell ezen hiányon segíteni? Erdészeti lapok, 17 (1878:11) 656-669.
  - [4] Székely György: Új szerkezetű fűrészlap. Erdészeti lapok, 33 (1894:11) 932-939.
  - [5] Worschitz Frigyes: A Moulins sur Allier-i Col. gépgyár új típusú tönkfeldaraboló szalagfűrészének ismertetése. Erdészeti lapok, 67 (1928:5) 176-187.
  - [6] Gerencsér Kinga, Varga Erzsébet: Hagyományos és új fejlesztésű fűrészszalagok összehasonlító vizsgálata. Faipar, 55 (2007:4) 16-21.
  - [7] Lugosi Armand: Hasítószalagfűrészgépek alkalmazási technológiájának néhány kérdése. Faipar, 12 (1962:9) 272-277.
  - [8] MSZ 2005:1988 Faipari fűrészlapok fogalakjának fogalmai és jelölési rendszere; szabvány
  - [9] Lugosi Armand: *Faforgácsoló szerszámokat karbantartó gépek*. Műszaki Könyvkiadó, Budapest (1973)
  - [10] MSZ ISO 3295:1991 Faipari, keskeny szalagfűrészlap fő méretei; szabvány
  - [11] Pál Armand: *Faipari forgácsoló szerszámok*. Mérnöki Továbbképző Intézet előadássorozatából: Fa. 8., Tankönyvkiadó, 10.676, Budapest (1952)
  - [12] Hargitai László, Zombori István, Boronkay László: *Faipari széles- és keskeny fűrészszalagok karbantartása*. MÉM Információs Központ, Budapest (1985)
  - [13] Zemba Tünde: Rönkhasító fűrészszalagok feszültségi viszonyai. Faipar, 23 (1973:3) 76-81.
  - [14] Dugdale DS, Sarwar M: Fatigue strength of bandsaw with hard coatings. Journal of Materials Processing Technology, 56 (1996) 729-732.
  - [15] Boronkai László: *Faipari gépek üzemtana II*. Mezőgazda Kiadó és Nyugat-Magyarországi Egyetem Faipari Mérnöki Kar, Budapest (2008)
  - [16] Zemba Tünde: Rönkhasító szalagfűrészgépek szerszám-üzemidejének vizsgálata éltompulással való összefüggésben. Faipar, 23 (1973:2) 58-60.
  - [17] Krilov A: Corrosion and wear of sawblade steel. Wood Science and Technology, 20 (1986) 361-368.
  - [18] Lugosi Armand (szerk.): *Faipari kézikönyv*. Műszaki Könyvkiadó, Budapest (1976)
  - [19] Duginske M: *The new complet guide to the band saw*. Fox Chapel Publishing, East Petersburg, (2007)
  - [20] Zemba Tünde: Szerszámelőkészítési hibafeltárások rönkhasító szalagfűrészgépés fűrész-üzemben. Faipar, 25 (1975:9) 269-273.
  - [21] Eschler A: *Stresses and vibrations in bandsaw blades*. Master thesis, University of British Columbia, Vancouver (1982)
  - [22] Pahlitzsch G, Puttkammer K: The loading of band-saw blades: stresses and strength limits. Holz als Roh- und Werkstoff, 30 (1972:5) 165-174.
  - [23] Bajkowski J: Spannungsverteilung in durch Walzen vorgespannten Gattersägeblättern. Holztechnologie, 8 (1967:4) 258-262.
  - [24] Bird L: *The Bandsaw Book*. The Taunton Press, Newtown (1999)
  - [25] Sales Ch: *La scie à ruban: Théorie et pratique du sciage des bois en grumes*. Centre Technique Forestier Tropical, Nogent-sur-Marne (1990)
  - [26] Krilov A: Einige aspekte der konstruktion von bandsäge-maschinen mit hoher blattspannung. Holztechnologie, 16 (1975:2) 109-111.
  - [27] Porter AW: Some engineering considerations of high strain band saws. Forest Products Journal, 21 (1971:4) 24-32.
  - [28] Sugihara H, Hattori N, Fujii Y: Contact pressure between band saw and wheel. Wood Industry, 36 (1981:4) 167-172.
  - [29] Lu H: *Fatigue cracking of lumber bandsaw blades*. Master thesis, University of British Columbia, Vancouver (1993)

- 
- [30] Loehnerz SP, Cooz IV: Sawtooth forces in cutting tropical hardwood native to South America. US Department of Agriculture, Forest Products Laboratory, Research paper FPL-RP-567 (1998)
  - [31] Sitkei György (szerk.): *A faipari műveletek elmélete*. Mezőgazdasági Szaktudás Kiadó Kft. Budapest (1994)
  - [32] Thaler T, Bric I, Bric R, Potocnik P, Muzic P, Govekar E: Characterization of band sawing based on cutting forces. *Journal of Machine Engineering*, 12 (2012:1) 41–54.
  - [33] Loehnerz SP, Cooz IV: Sawtooth forces in cutting tropical hardwoods native to South America. Research paper FPL-RP-567, US Department of Agriculture, Forest Service, Forest Products Laboratory, Madison – WI (1998)
  - [34] Saito Y, Movi M: On the buckling of a band saw blade (part 1). *Wood Industry (Japan)*, 8 (1953:7/76) 20–23.
  - [35] Thunell B: Die Stabilität des Bandsägeblattes. *Holz Roh-Werkstoff*, 28 (1970:9) 343–348.
  - [36] Csanády Etele: Thermal loading in wood cutting tool. In: Navi P, Guidoum A (szerk.): *Proceedings of Third International Symposium on Wood Machining*, 21-23 May, 2007, Lausanne (2007) 151–155.
  - [37] Yang B, Mote CD: Vibration control of band saws: Theory and experiment. *Wood Science Technology*, 24 (1990) 355–373.
  - [38] Gao J, Yu J, Zhu G, Dou J, Lai X: The elastic dynamics analysis of band saw tightening system. *Journal of Forestry Research*, 11 (2000:4) 273–278.
  - [39] Ulsoy AG, Mote CD, Szymni R: Principal developments in band saw vibration and stability research. *Holz als Roh- und Werkstoff*, 36 (1978:7), 273–280.
  - [40] Lengoc L, McCallion H: Wide bandsaw blade under cutting conditions, Part I: Vibration of a plate moving in its plane while subjected to tangential edge loading. *Journal of Sound and Vibration*, 186 (1995:1) 125–142.  
Part II: Stability of a plate moving in its plane while subjected to parametric excitation, 143–162.  
Part III: Stability of a plate moving in its plane while subjected to non-conservative cutting forces. 163–179.
  - [41] Ventsel E, Krauthammer T: *Thin plates and shells; Theory, analysis, and applications*. Marcel Dekker Inc. New York – Basel (2001)
  - [42] Rivat JM: *Amélioration des performances de scie à ruban*. Thèse, Université de Nancy (1996)
  - [43] Hutton SG, Taylor J: Operating stresses in bandsaw blades and their effect on fatigue life. *Forest Products Journal*, 41 (1991:7-8) 12–20.
  - [44] Gendraud P, Roux J-C, Bergheau J-M: Vibrations and stresses in band saws - A review of literature for application to the case of aluminium-cutting high-speed band saws. *Journal of Materials Processing Technology*, 135 (2003:1) 109–116.
  - [45] Timoshenko S, Woinowsky-Krieger S: *Theory of plates and shells*. McGraw-Hill (1959)
  - [46] *The Handbook; Production, use and maintenance of wood bandsaw blades* (S-336-ENG). Sandvik Steel AB, Sandviken (1999)
  - [47] Csanády Etele, Magoss Endre: *Mechanics of wood machining*. Department of Wood Engineering, University of West Hungary, Sopron (2011)
  - [48] Noyon F: Les fatigues de fonctionnement de scies à ruban et leur adhérence sur les poulies. Conclusions pratiques à en tirer. *Revue Bois et Forêts des Tropiques*, No 32, Novembre-décembre (1953) 31–34.
  - [49] Dalois C: *Manuel de sciage et d'affûtage*. Centre Technique Forestier Tropical, Nogent-sur-Marne (1990)
  - [50] Cann Ch: Logmaster HPS ahead of its time. *Int. Forest Industries*, 1 (2007:11-12) 16–18.
  - [51] Krilov A: Effect of thermal high-frequency surface hardening on the hardness and microstructure of bandsaw teeth. *Wood Science and Technology*, 10 (1976:3) 199–208.
  - [52] Lee L: *The complete guide to sharpening*. Taunton Press (1995)
  - [53] Hargitai László: Keretfűrészlapok éltartóságának növelése stellit-felhordással. *Faipar*, 28 (1978:10) 313–315.
  - [54] Wu JBC, DeJong Louw: Stellite Alloys for Woodcutting. *Proceedings of the 18th International Wood Machining Seminar*, May 7-9, 2007 Vancouver, Canada (2007) 329–337.
-

- [55] Okai R, Tanaka C, Iwasaki Y, Ohtani T: Application of a novel technique for band sawing using a tip-inserted saw regarding surface profiles. *Holz als Roh- und Werkstoff*, 63 (2005) 256–265.
- [56] Okai R, Tanaka C, Iwasaki Y: Influence of mechanical properties and mineral salts in wood species on tool wear of high-speed steels and stellite-tipped tools – Consideration of tool wear of the newly developed tip-inserted band saw. *Holz als Roh- und Werkstoff* (2006) 64: 45–52.
- [57] MSZ EN ISO 4957:2000 Szerszámacélok; szabvány
- [58] MSZ 2004:1978 Faipari kézi és szalagfűrészek műszaki követelményei és vizsgálata; szabvány
- [59] MSZ EN 10132-4:2000 Hőkezelésre szánt, hidegen hengerelt keskeny acélszalag. 4. rész: Rugóacélok és egyéb felhasználások; szabvány
- [60] Krzyształowyczki D (Uddeholm Strip Steel AB): Steel alloy, steel strip made of alloy, and use of the steel strip. EP0733128A1 (WO 95/16057 – PSC/SE94/01097), [szabadalom] (1995)
- [61] Déry József: Rönkhasító szalagfűrészgépekben alkalmazott szerszámok összehasonlító vizsgálata. *Faipar*, 32 (1981:9) 275–276.
- [62] Venugopal Reddy A: *Investigation of aeronautical and engineering component failures*. CRC Press LLC, Materials Park OH (2004)
- [63] Pokluda J, Šandera P: *Micromechanisms of fracture and fatigue; In a multi-scale context; Engineering Materials and Processes, XIII*. Springer (2010)
- [64] Pacyna J, Dabrowsky R, Zajac G: Effect of carbon content on the fracture toughness of Ni-Cr-Mo steels. *Archives of Metallurgy and Materials*, 53 (2008:3) 803–807.
- [65] Tashev P, Valkanov S, Lukarski Y, Manilova M: Examination of fractured welded joint obtained through electric-resistance welding (ERW). The 45th International October Conference on Mining and Metallurgy, 16–19 October 2013, Bor Lake, Bor (2013) 325–328.
- [66] Tunnicliffe MC: *The fracture toughness of low carbon steels; the effects of grain size and temperature*. PhD thesis, University of Canterbury, Christchurch, New Zealand (1991)
- [67] Részletes beszámoló a 4. részfeladat teljesítéséről; Külföldön gyártott DP-acélok és TRIP-acélok vizsgálata. A Többes fázisú acélok kifejlesztése című NKFP 3A/0063/2002 kutatómunka részjelentése. (2003-07-14) =4\_részfeladat\_BME\_részletes.pdf=
- [68] Beretta S, Matteazzi S: Short crack propagation in eutectoid steel wires. *International Journal of Fatigue*, 18 (1996:7) 451–456.
- [69] Hargitai László, Zombori István: *Korszerű keretfűrészlapok karbantartása*. MÉM Információs Központ, Budapest (1982)
- [70] Simonin G: *Amélioration des performances d'outils de coupe pour la première transformation du bois*. Thèse, Université Henri Poincaré – Nancy I, Nancy (2010)
- [71] Bain EC, Paxton HW: *Alloying elements in steel*. American Society for Metals (1961)
- [72] Shigeo Owaku, Hideo Akasu: Time-Temperature Austenization diagram of hypo-eutectoid steel. *Journal of Japan Institute of Metals*, 25 (1961:8) 515–519.
- [73] Hosseini SB, Rytberg K, Kaminski J, Klement U: Characterization of the surface integrity induced by hard turning of bainitic and martensitic AISI 52100 steel. *Procedia CIRP*, 1 (2012) 511–516.
- [74] Orlich J, Rose A, Wiest P: *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Band 3*, Max-Planck-Institut für Eisenforschung: Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1973) 176.
- [75] Amende W: Transformation hardening of steel and cast iron with high-power lasers. In: Koebner H (szerk.): *Industrial Applications of Lasers*. John Wiley & Sons, Chichester (1984) 79–99.
- [76] Stacke L-E: *Cutting action of saw chains*. PhD Thesis, Chalmers University of Technology, Göteborg (1989)
- [77] Komanduri R, Hou ZB: Thermal analysis of the laser surface transformation hardening process. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 44 (2001) 2845–2862.
- [78] Majerík J, Danišová N: Hardened steel grinding replacement by hard turning technology. *Acta Technica Corviniensis – Bulletin of Engineering*, 3 (2010) 85–88.
- [79] Rabiey M: *Dry grinding with CBN wheels; the effect of structuring*. PhD thesis, Universität Stuttgart (2010)
- [80] Chou YK: Surface Hardening of AISI 4340 Steel by Machining: A preliminary investigation, *Journal of Materials Processing Technology*, 124 (2002) 171–177.

- [81] Meijer J, Kuilboer RB, Kirner PK, Rund M: Laser beam hardening: transferability of machining. CIRP Seminar on Manufacturing Systems – LANE' 94. In: Geiger M, Vollertsen F (szerk.): Laser Assisted Net Shape Engineering. Meisenbach-Verlag, Erlangen, Bamberg (1994) 234–252.; közli: Grum J: Laser Surface Hardening. In: Totten GE (szerk): *Steel Heat Treatment, Equipment and Process Design*. CRC Press, Materials Park OH (2006) Chapter 6.
- [82] Gomes MGF, Almeida LH, Gomes LCFC, Le May I: Effects of Microstructural Parameters on the Mechanical Properties of Eutectoid Rail Steels. *Materials Characterisation*, 14 (1997) 1–14.
- [83] Liu Z, Fu J, Zhuang Y: Friction martensite and its transformation characteristics on tempering. *Acta Metallurgica Sinica* 25 (1989:4) A270–A274.  
*Acta Metallurgica Sinica (English edition) Series A*, 3 (1990:1) 35–39.
- [84] Jacobson S, Hogmark S: Surface modifications in tribological contacts. *Wear* 266 (2009) 370–378.
- [85] Herbst W: Subway rails; in: Fastenrath F (szerk.): *Railroad track theory and practice*. Frederick Ungar Publishing Co. Berlin (1981)
- [86] Eckersley JS: Laser applications in metal surface hardening. *Proceedings from the Fourth Industrial Energy Technology Conference*, Houston TX, April 4–7 1982 (1984) 79–99.
- [87] Liščić B, Tensi HM, Luty W: *Theory and technology of quenching*. Springer-Verlag, Berlin (1992); közli: Totten GE: *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies*. CRC Press, Boca Raton (2007) 239.
- [88] Krauss G: *Steels: Processing, structure and performance*. ASM International, Materials Park OH (2005) 129.
- [89] Canale LCF, Mesquita RA, Totten GE: *Failure analysis of heat treated steel components*. ASM International, Materials Park OH (2008) 131.
- [90] Luzginova NV, Zhao L, Sietsma J: The cementite spheroidization process in high-carbon steels with different chromium contents. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39A (2008) 513.
- [91] Judd RR, Paxton HW: Kinetics of austenite from spheroidized ferrite-carbide aggregate. *Transactions of TMS-AIME*, 242 (1968) 206–215.
- [92] Roósz András, Gács Zoltán, Fuchs Erik György: Isothermal formation of austenite in eutectoid plain carbon steel. *Acta Metallurgica*, 31 (1983:4) 509–517.
- [93] Caballero FG, Capdevila C, San Martín D, García De Andrés C: Contribution to the study of austenite formation in steels.  
In: Damm B, Merwin MJ (szerk.): *Austenite formation and decomposition*. The Iron & Steel Society (ISS) and TMS (The Minerals & Materials Society, Warrendale (2003) 457–474.
- [94] Hunkel M, Surm H, Lübken T, Kessler O, Hoffmann F, Mayr P: Modeling the formation of austenite from ferrite-carbide aggregates.  
In: Damm B, Merwin MJ (szerk.): *Austenite formation and decomposition*. The Iron & Steel Society (ISS) and TMS (The Minerals & Materials Society, Warrendale (2003) 475–490.
- [95] Prohászka János, Kristyákné Maróti Gizella: Reverse martensitic-transformation of ferrite into austenite. *Metal Science and Heat Treatment*, 33 (1991:7–8) 478–479.
- [96] Káldor Mihály, Dobránszky J: Austenitization of spheroidal eutectoid steels. *Zeitschrift für Metallkunde*, 86 (1995:5) 359–361.
- [97] Kaluba WJ, Taillard R, Foct J: The bainitic mechanism of austenite formation during rapid heating. *Acta Materialia*, 46 (1998:16) 5917–5927.
- [98] Hou ZB, Komanduri R: On the mechanics of the grinding process, Part II—thermal analysis of fine grinding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44 (2004:2–3) 247–270.
- [99] Rick P: *Band saw fundamentals; The complete guide*. Hearst Books, New York (2006)
- [100] Zemba Tünde: Rönkhasító szalagfűrészlapok végtelenítése és hengerelése. *Faipar*, 24 (1974:9) 273–279.
- [101] Magasdi Attila: *Eutektoidos acélszalagok hegesztett kötéseinek fáradása*. PhD-értekezés, BME Gépészmérnöki Kar (2009)
- [102] James TP, Rohman K, Simonis D (Milwaukee Electric Tool Corp.): Methods for manufacturing band saw blades. EP1232819A2 [szabadalom] (2001)



- [103] Holston JR, Korb WB (American Saw & MFG. Company): Improved band saw blade, CA2173483A1 – EP0726829 B1 [szabadalom] (1993)
- [104] Nagy Péter, Havasi Lajos, Kálazi Zoltán: Fűrészlapfogazat lézersugaras kezelése. Bányászati és Kohászati Lapok, Kohászat, 143 (2010:5) 41-44.
- [105] Chung YD, Fujii H, Ueji R, Tsuji N: Friction stir welding of high carbon steel with excellent toughness and ductility. Scripta Materialia 63 (2010) 223–226.
- [106] Okai R, Mitchual SJ, Frimpong-Mensah K: Optimisation techniques for minimising saw teeth deflection and lumber thickness variation. Precision Engineering 30 (2006) 39–46.
- [107] Taylor J: *The dynamics and stresses of bandsaw blade*. Master thesis, University of British Columbia, Vancouver (1986)
- [108] Lehmann BF: *The cutting behavior of bandsaws*. PhD thesis, University of British Columbia, Vancouver (1993)
- [109] Taylor J: *The effect of bandsaw stresses on blade stiffness and cutting accuracy*. PhD thesis, University of British Columbia, Vancouver (1993)
- [110] Luo Z: *Parametric vibrations of traveling plates and. the mechanics of washboarding in bandsaws*. PhD thesis, University of British Columbia, Vancouver (2001)
- [111] Echeverri R: *Modeling of static and dynamic components of cutting force in sawing*. Master thesis, University of British Columbia, Vancouver (2003)
- [112] Zemba Tünde: Rönkhasító fűrészszalagok mérettartását, a fűrészelés minőségét befolyásoló tényezők. Faipar, 23 (1973:8) 243-247.
- [113] Hayden RC (Kapman AB, S-811 81 Sandviken): Bandsaw blade and method of manufacturing same. US Patent No: 5,249,485 (1993)
- [114] Capdevila C, Caballero CF, De Andrés CG: Determination of Ms temperature in steels. A Bayesian Neural Network Model. ISIJ International, 42; (2002:8) 894–902.
- [115] Caballero FG, Miller MK, Clarke AJ, Mateo CG: Examination of carbon partitioning into austenite during tempering of bainite. Scripta Materialia 63 (2010:4) 442–445.
- [116] A Bay Zoltán Anyagtudományi és Technológiai Intézet "Többes fázisú acélok kifejlesztése" rövid című NKFP projektjének 2003. június 30-án lezárult 3. részfeladatának teljesítése érdekében végzett munkája – Részletes beszámoló. Budapest (2003) =3reszfeladat\_bayati\_reszletes.doc=
- [117] Vander Voort GF (ed.): *Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels*. ASM International, New York (1991)
- [118] Seyffarth P: *Schweiss-ZTU-Schaubilder*. Verlag Technik, Berlin (1982)
- [119] Kaker H: Diagram No.: 4004 and 4005. Kaker.com (2009. január 28.)
- [120] fce.arcelormittal.com/fce/prd\_web/new\_web\_details.pl?code=A52&langlist=EN (2009. május 6.)
- [121] Réger Mihály: *Folyamatosan öntött lemezbugák középvonali dúsulása és következményei*. MTA doktori értekezés. Budapest (2010)
- [122] Kahn NA, Imbembo EA: A Method of evaluating transition from shear to cleavage failure in ship plate. Welding Journal, Research Supplement, 30 (1951:2) 79–90.
- [123] Romine HE: Modified Navy tear test for measuring the work of fracture propagation in ductile metals. Welding Journal, Research Supplement, 34 (1955:8) 396S–408S.
- [124] Wundt BM: A unified interpretation of room-temperature strength of notched specimens as influenced by their size. Metals Engineering Conference of The American Society of Mechanical Engineers, Albany NV, April 29-May 3, 1959, ASME Publication, Paper nr. 59-MET-9 (1959)
- [125] Boyd GM: *Special report on some observations on the brittle fracture problem*. Serial No. SSC-125, National Academy of Sciences - National Research Council, Washington DC July 31, 1959
- [126] Broek D: Failure Analysis and Fracture Mechanics. In: Eagar TW: *Metals Handbook, vol. 11, Failure analysis and prevention*, ASM International, Materials Park OH USA (1986)
- [127] Burch LA, Underwood JH: *Crack arrest fracture toughness measurement of a quenched and tempered ship plate steel*. MRL Technical Report MRL-TR-92-13, Materials Research Laboratory, Mariburnong, Victoria, Australia (1992)
- [128] Hoagland RG, Rosenfield AR: The average fracture energy accompanying rapid crack propagation. International Journal of Fracture, 10 (1974:2) 299–302.

- [129] Hahn GT, Hoagland RG, Rosenfield AR: *Dynamic crack propagation and arrest in structural steels*. SSC-256 Final Report on Project SR-201 "Fracture Arrest Study", U.S. Coast Guard Headquarters (1976)
- [130] Gillemot László, Sinay Gábor: A kontrakciós munka mint anyagjellemző. A Magyar Tudományos Akadémia Műszaki Tudományok Osztályának közleménye, 22 (1958) 343–363.
- [131] Gillemot László: Brittle fracture of welded materials. Proceedings of the Second Commonwealth Welding Conference, London, 26 April - 16 May 1965, Session VIII-IX, C.7.1.-6. Institute of Welding, London (1966) 353–382.
- [132] Gillemot László: A fémek tulajdonságainak jellemzése a fajlagos alakváltozás munkájával. 37 (1966) A Magyar Tudományos Akadémia Műszaki Tudományok Osztályának közleménye, 9-32.
- [133] Radon JC, Czoboly Ernő: Material Toughness versus Specific Fracture Work. In: Nihon Zairyō Gakkai (szerk.): Mechanical Behavior of Materials: Proceedings of the International Conference on Mechanical Behavior of Materials: Kyoto, August 15-20, 1971. Vol. 1: Deformation and fracture of metals, Society of Materials Science, Kyoto (1972) 543–557.
- [134] Havas István, Schulze HD, Hagedorn KE, Kochendörfer A: Der Zusammenhang zwischen der spezifischen Brucharbeit und der Bruchzähigkeit. Materialprüfung 16 (1974) 349–353.
- [135] Gillemot László, Czoboly Ernő: Általánosított törésmélelet. A VI. Hegesztéstechnikai Konferencia Előadásai, Budapest, 1970. június 8-13. MTESZ, Budapest (1970) 338–346.
- [136] Pluinage G: Brève histoire de la mécanique de rupture. Convegno IGF XV Bari, May 3–5, 2000, Politecnico di Bari, Bari (2000) 1–14. [www.gruppofrattura.it/ocs/index.php/cigf/igf15/paper/viewFile/238/172](http://www.gruppofrattura.it/ocs/index.php/cigf/igf15/paper/viewFile/238/172) {2012-08-31}
- [137] Rice JR: A path independant integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. Journal of Applied Mechanics, 35 (1968) 379–386.
- [138] Cherepanov GP: The propagation of cracks in a continuous medium. Journal of Applied Mathematics and Mechanics, 31 (1967:3) 503–512.
- [139] Neuber: *Kerbspannungslehre*. Springer Verlag (1937); *Theory of notch stresses*. Edwards. London (1946)
- [140] Peterson RE: *Stress concentration factors*. John Wiley & Sons, New York (1974)
- [141] Pilkey WD: *Peterson's stress concentration factors*. John Wiley & Sons, New York (1997)
- [142] Pilkey WD, Pilkey DF: *Peterson's Stress Concentration Factors*. John Wiley & Sons, New York, (2008)
- [143] Zener C: The impact of thermoelectricity upon science and technology. In: Egli PH (szerk.): *Thermoelectricity*. John Wily & Sons Inc. New York & London (1960) 3–22.
- [144] Pál Zoltán, Takács János: A Jominy-próba és termofeszültség-mérések eredményeinek összehasonlítása az edzhetőség vizsgálatában. Gép, 57 (2006:7) 48–50.
- [145] Szabó Attila, Lovas Antal: The role of surface and bulk structure in the thermopower characterization of perlitic carbon steels. International Journal of Applied Mechanics and Engineering, 15 (2010:2) 349–354.
- [146] Tranta Ferenc: Öntött AlMnMg (3004) alumíniumötvözet vizsgálata a villamos ellenállás és a termoerő együttes mérésével. Bányászati és kohászati lapok. Kohászat, 146 (2013:1) 22–27.
- [147] Barišić N, Gaál Richárd, Kézsmárki István, Mihály György, Forró László: Pressure dependence of the thermoelectric power of single-walled carbon nanotubes. Physical Review B, 65 (2002) 241403-1–3
- [148] Macher Frigyes, Glász Mihály: Nyers temperöntvények szilíciumtartalmának gyors meghatározása termoelektromosan. Bányászati és Kohászati Lapok. Öntöde, 20 (1969:2) 29–37.
- [149] Wahn G: A kontakt-termofeszültség mérésének alkalmazási lehetőségei az anyagvizsgálatban. Bányászati és kohászati lapok. Kohászat, 106 (1973:2) 71–76.
- [150] Macher Frigyes: Tapasztalatok nyers temperöntvények szilíciumtartalmának termoelektromos meghatározásával kapcsolatban. Bányászati és Kohászati Lapok. Öntöde, 27 (1976:9) 186–190.
- [151] Kajdi Gyula: Anyagvizsgálat hőelektromossággal, Anyagvizsgálók Lapja, 3 (1993:1) 58.
- [152] MacDonald DKC: *Thermoelectricity: an introduction to the principles*. John Wily & Sons Inc. New York & London (1962)

- [153] Puskás Ferenc: Érintkezési és hőelektromos jelenségek. *Firka*, 6 (1996-1997) 5/179-184 és 6/223–226.
- [154] Bánhegyi György: Termoelektromos anyagok és alkalmazásaik 1. rész. Fizikai és anyagszerkezeti alapok. *Elektrotechnika*, 95 (2002:11) 327–330.
- [155] Bánhegyi György: Termoelektromos-anyagok és alkalmazásaik 2. rész. Feldolgozástechnológia, alkalmazások és fejlesztési tendenciák. *Elektrotechnika*, 95 (2002:12) 361–363.
- [156] Kléber X, Dobránszky J, Vincent A: A termoelektromos erő mérés alkalmazása a fémtani folyamatok vizsgálatában. *Anyagvizsgálók lapja*, 11 (2001:1) 6–9.
- [157] Borrelly R, Bouvier-Volaille JL: Appareil de caractérisation des alliages par mesure de leur pouvoir thermoélectrique. *Traitements thermiques*, 221 (1988) 43–45.
- [158] Borrelly R, Benkirat D: Sensibilité du pouvoir thermoélectrique à l'état microstructural de fer et du fer-azote. *Acta Metallurgica et Materialia*, 33 (1985:5) 855–866.
- [159] Perez M, Massardier V, Kléber X: Thermoelectric power applied to metallurgy: principle and recent applications. *International Journal of Materials Research (formerly Zeitschrift für Metallkunde)*, 100 (2009:10) 1461–1465.
- [160] Guetaz V: *Caractérisation de l'état d'engagement de l'azot au cours de process de transformation d'aciers calmés à l'aluminium*. Conséquences pour les propriétés d'emboutissabilités apres recuit continue. Thèse, INSA de Lyon, Lyon (2002)
- [161] Perez M, Sidoroff C, Vincent A, Esnouf C: Microstructural evolution of martensitic 100Cr6 bearing steel during tempering: From thermoelectric power measurements to the prediction of dimensional changes. *Acta Materialia*, 57 (2009:11) 3170–3181.
- [162] Tkalec I: *Mechanical properties and microstructure of a high carbon steel*. Thèse, No 3089, École Polytechnique Fédérale de Lausanne, Lausanne (2004)
- [163] Lasseigne AN, Olson DL, Kleebe H-J, Boellinghaus T: Microstructural assessment of nitrogen-strengthened austenitic stainless-steel welds using thermoelectric power. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36A (2005:11) 3031–3036.
- [164] Benedicks C: A new thermo-electric method of studying allotropic changes in iron or other metals. *The Journal of the Iron and Steel Institute*, 93 (1916) 211–220.
- [165] Benkirat D, Merle P, Borrelly R: Effects of precipitation on the thermoelectric power of iron-carbon alloys. *Acta Metallurgica et Materialia*, 36 (1988:3) 613–620.
- [166] Tkalec I, Azcoitia C, Crevoiserat S, Mari D: Tempering effects on a martensitic high carbon steel. *Materials Science and Engineering A* 387–389 (2004) 352–356.
- [167] Sidoroff C: *Analyse microstructural et modélisation des évolutions dimensionnelles de l'acier 100Cr6: structure martensitique et bainitique*. Thèse, INSA de Lyon, Lyon (2002)
- [168] Tonicello E, Girodin D, Sidoroff C, Fazekas A, Perez M: Rolling bearing applications: some trends in materials and heat treatments. *Materials Science and Technology*, 28 (2012:1) 23–26.
- [169] Murry G: Les particularités métallurgiques des aciers à outils. *Traitement Thermique*, 395 (2009: Maie) 16–22.
- [170] Murry G: Le traitement de trempe et revenu (1ère partie). *Traitement thermique*, 384 (2008: Janvier/Février) 11–17.
- [171] Murry G: Le traitement de trempe et revenu (2ème partie). *Traitement thermique*, 385 (2008: Mars) 15–22.
- [172] Murry G: Transformations dans les aciers. *Techniques de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques*, Paris (1998) M 1 115 1–49. In: *Traitements thermiques des métaux: généralités*. Réf. Internet: 42500, Actualisation permanente sur [www.techniques-ingenieur.fr](http://www.techniques-ingenieur.fr) {2013-12-22}
- [173] Leslie WC: *The physical metallurgy of steels*. McGraw-Hill (1981)
- [174] Kléber X: Thermoelectric Power (TEP) measurements. Workshop «Thermoelectric phenomenon in metals and alloys», 17-18/01/2002 (2002) =kleber-proceeding.pdf= {2013. december 22.}
- [175] Kleber X: Surface and subsurface metallic inclusions detected using hot tip thermoelectric power measurements. *ECNDT 2006, Berlin, 2006. szeptember 25–29. Th.4.2.1 (2006) 1–8*. ([ndt.net/article/ecndt2006/papers~1.htm](http://ndt.net/article/ecndt2006/papers~1.htm)) {2013. december 22.}
- [176] Simonet L: *Effet des hétérogénéités sur le pouvoir thermoélectrique de l'acier de cuve*. Thèse, INSA de Lyon, Lyon (2006)

- [177] Raju S, Ganesh JB, Rai AK, Mythili R, Saroja S, Raj B: A study on martensitic phase transformation in 9Cr–1W–0.23V–0.063Ta–0.56Mn–0.09C–0.02N (wt.%) reduced activation steel using differential scanning calorimetry. *Journal of Nuclear Materials*, 405 (2010) 59–69.
- [178] Hantcherli M: *Influence d'éléments d'addition sur les transformations de la martensite revenue dans les aciers faiblement alliés*. Thèse, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne, Saint-Étienne (2010)
- [179] Zhang L, Ohmura T, Tsuzaki K: Application of nanoindentation technique in martensitic structures. In: Nemecek J (szerk.): *Nanoindentation in Materials Science*. InTech (2012) DOI: 10.5772/48327. Elérési cím: [intechopen.com/books/nanoindentation-in-materials-science/application-of-nanoindentation-technique-in-martensitic-structures](http://intechopen.com/books/nanoindentation-in-materials-science/application-of-nanoindentation-technique-in-martensitic-structures) {2014. január 11.}
- [180] Stormvinter A, Miyamoto G, Furuhashi T, Hedström P, Borgenstam A: Effect of carbon content on variant pairing of martensite in Fe–C alloys. *Acta Materialia*, 60 (2012:20) 7265–7274.
- [181] Stormvinter A: *Low temperature austenite decomposition in carbon steels*. Doctoral Thesis, KTH Royal Institute of Technology, Stockholm (2012)
- [182] Perez M: *Approche multi-échelle de la précipitation*. Mémoire d'habilitation à diriger des recherches. Université de Lyon, Lyon (2007)
- [183] Baltazar Hernandez VH, Nayak SS, Zhou Y: Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42 (2011:10) 3115–3129.
- [184] Sekhar PC, Schreiner ME, Richman MH: Tempering of martensite: A field ion microscope study. *Metallography*, 4 (1971:2) 147–156.
- [185] Robson JD: *Modeling of precipitation in power plant steel*. PhD Thesis, University of Cambridge, U.K. (1996)
- [186] Robson JD, Bhadeshia HKDH: Modelling precipitation sequences in power plant steels; Part 1 - Kinetic theory. *Materials Science and Technology*, 13 (1997:8) 631–639.
- [187] Furuhashi T, Kobayashi K, Maki T: Control of cementite precipitation in lath martensite by rapid heating and tempering. *ISI International*, 44 (2004:11) 1937–1944.
- [188] Kral MV, Spanos G: Three dimensional morphology of cementite precipitates. *Scripta Materialia*, 36 (1997:8) 875–882.
- [189] Quidort D, Bouaziz O, Bréchet Y: The role of carbon on the kinetics of bainite transformation in steel. In: Damm B, Merwin MJ (szerk.): *Austenite formation and decomposition*. The Iron & Steel Society (ISS) and TMS (The Minerals & Materials Society, Warrendale (2003) 15–25.
- [190] Zheng C, Raabe D: Interaction between recrystallization and phase transformation during intercritical annealing in a cold-rolled dual-phase steel: a cellular automaton model. *Acta Materialia*, 61 (2013) 5504–5517.
- [191] Smith RF, Eggert JH, Swift DC, Wang J, Duffy TS, Braun DG, Rudd RE, Reisman DB, Davis J-P, Knudson MD, Collins GW: Time-dependence of the alpha to epsilon phase transformation in iron. *Journal of Applied Physics*, 114 (2013:22) 223507–223511.
- [192] Sidoroff C, Franciosi P, Vincent A, Girodin D, Dudragne G: Évolution dimensionnelle des aciers martensitiques: étude expérimentale et modélisation – Dimensional evolution of martensitic steels: experimental study and modelling. *Mécanique & Industries* 3 (2002) 503–511.
- [193] Speer J, Matlock DK, De Cooman BC, Schroth JG: Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia* 51 (2003) 2611–2622.
- [194] Dobránszky J, Magasdi Attila, Ginzler János: Investigation of notch sensitivity and blade breakage of bandsaw blade steels. *Materials Science Forum*, 473–474 (2005) 79–84.
- [195] Dobránszky J: Microstructural characterisation of eutectoid and TRIP steels by EDS, EBSD, XRD and thermoelectric analysis. In: Lépy MC (szerk.) EXRS 2006 European Conference on X-Ray Spectrometry, Paris, June 19-23 2006, Presentations & Posters (2006) P9-18.
- [196] Magasdi Attila, Dobránszky J: Fatigue breakage of bandsaw blades. In: Norris C (szerk.) Delegate manual ICEFA-II 2006, Second International Conference on Engineering Failure Analysis. Toronto, 2006.09.13–15. (2006) P2.26.
- [197] Magasdi Attila, Dobránszky J, Tusz Ferenc, Ginzler János: Fatigue properties of welded joints of high-carbon steels. *Materials Science Forum*, 537–538 (2007) 47–53.

- [198] Dobránszky J: Microstructural characterization of eutectoid steel strips. Materials Science Forum, 589 (2008) 13–18.
- [199] Dobránszky J: Reliability influencing factors for woodworking band-saw blades. In: Sloboda A (szerk.): Bezpečnosť - kvalita - spoľahlivosť 4. medzinárodná vedecká konferencia, Technická univerzita Strojnícka fakulta, Technická Univerzita, Košice (2009) 51–55.
- [200] Magasdi A, Dobránszky J: Fatigue properties of the welded joints of high-carbon steel ribbons. In: Dehelean D (szerk.) Welding and joining technologies for a sustainable development and environment; Proceedings of the First IIW South-East European Welding Congress. Temesvár, 2006.05.24–26. ISIM, Temesvár (2006) 347–352.
- [201] Verő B, Zsámbók D, Horváth Á, Dobránszky J, Kopasz L, Hirka J: Advanced Structural Steels in the Hungarian Steel Industry. Materials Science Forum, 473–474 (2005) 23–32.
- [202] Dobránszky J, Ginsztler J: Microstructural Stability of Duplex Stainless Steel Weldments. Materials Science Forum, 561–565 (2007) 2119–2122.
- [203] Sándor Tamás, Dobránszky J: Microstructural properties of the heterogeneous welded joints of LDX2101 and AISI 304 stainless steels. In: Charles J (szerk.) Duplex World 2010: Conference Proceedings. Beaune, 2010.10.13–15. KCI Publishing BV, Zutphen (2010) =II.C.9. T. Sandor Paper .pdf=
- [204] Cazottes S, Verdu C, Szabó Péter János, Kléber X, Ginsztler János, Dobransky J: Microstructure and deformation process of welded lean duplex stainless steels. In: Charles J (szerk.) Duplex World 2010: Conference Proceedings. Beaune, 2010.10.13–15. KCI Publishing BV, Zutphen (2010) =IV.C.3. S. Cazottes Paper.pdf=
- [205] Sandor T, Mekler C, Dobránszky J, Kaptay G: An improved theoretical model for A-TIG welding based on surface phase transition and reversed Marangoni flow. Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 44A (2013:1) 351–361.
- [206] Dobránszky J: Nagy C-tartalmú acélszalagok folyamatos hőkezelése. In: Tóth T (szerk.) XX. Hőkezelő és anyagtudomány a gépgyártásban országos konferencia. Kecskemét, 2002.10.16–18. Dunaújvárosi Főiskola, Dunaújváros (2002) 137–141.
- [207] Goldschmidt HJ: Interplanar spacings of carbides in steels. Metallurgia, 40 (1949) 103.
- [208] Fuchs Erik: *Edzett acélok maradék austenittartalmának röntgen diffrakciós meghatározása*. Kandidátusi értekezés. Magyar Tudományos Akadémia, Budapest (1960)
- [209] Haglund J, Fernandez-Gullermet F, Grimvall G, Korling M: Theory of bonding in transition-metal carbides and nitrides. Physical Review, Part B: Condensed Matter, 48 (1993) 11685–11691.
- [210] Convert F, Miede B: Doser rapidement l'austénite résiduelle avec précision. Journal de Physique IV, Colloque C4, supplément au Journal de Physique JH, 6 (1996) C4-863–C4-878.
- [211] Bach M, Broll N, Cornet A, Gaide L: Diffraction X en traitements thermiques: dosage de l'austénite résiduelle par diffraction des rayons X. Journal de Physique IV, Colloque C4, supplément au Journal de Physique JH, 6 (1996) C4-887–C4-995.
- [212] Hell JC: *Aciers bainitiques sans carbure: Caractérisations microstructurales multi-échelles et in situ de la transformation austénite – bainite et relations entre microstructure et comportement mécanique*. Thèse, L'Université Paul Verlaine de Metz, Metz (2011)
- [213] Podder AS, Bhadeshia HKDH: Thermal stability of austenite retained in bainitic steels. Materials Science and Engineering A, 527 (2010:7-8) 2121–2128.
- [214] Gnäupel-Herold T, Creuziger A: Diffraction study of the retained austenite content in TRIP steels. Materials Science and Engineering A 528 (2011) 3594–3600.
- [215] Sun WX, Nishida S, Hattori N, Usui I: Fatigue properties of cold-rolled notched eutectoid steel. International Journal of Fatigue, 26 (2004) 1139–1145.
- [216] Baltušnikas A, Levinskas R: XRD analysis of carbide phase in heat resistant steels. Materials Science (Medžiagotyra), 12 (2006:3) 192–198.
- [217] Mason PW, Prevéy PS: Iterative Taguchi analysis: optimizing the austenite content and hardness in 52100 steel. Journal of Materials Engineering and Performance, 10 (2001:1) 14–21.
- [218] Kokosza A, Pacyna J: Effect of retained austenite on the fracture toughness of tempered tool steel. Archives of Materials Science and Engineering, 31 (2008:2) 87–90.
- [219] Bhadeshia HKDH: Properties of fine-grained steels generated by displacive transformation. Materials Science and Engineering A, 481–482 (2008) 36–39.

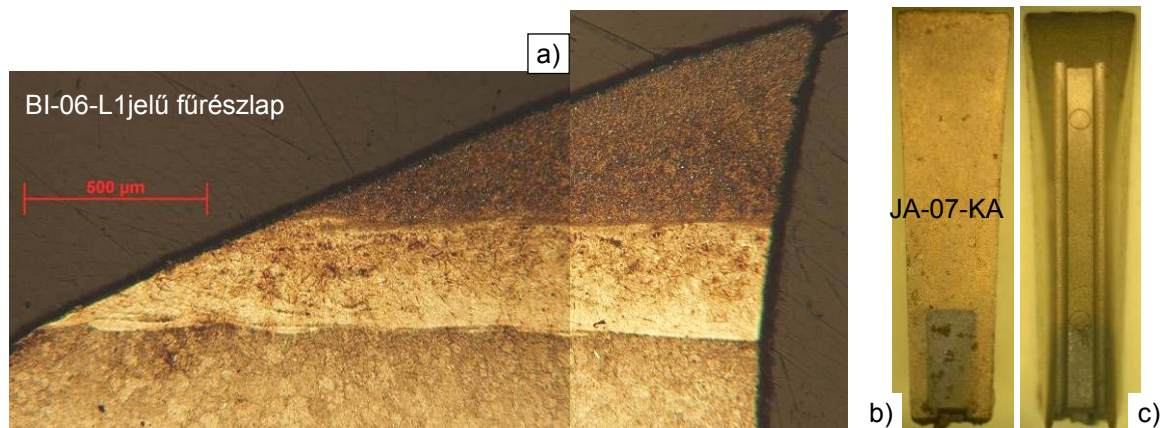
- [220] Desmorat R: Non-saturating nonlinear kinematic hardening laws. *Comptes Rendus Mécanique*, 338 (2010:3) 146–151.
- [221] Sarikaya M, Jhingan AK, Thomas G: Retained austenite and tempered martensite embrittlement in medium carbon steels. *Metallurgical Transactions A*, 14 (2010:6) 1121–1133.
- [222] Mohanty ON: On the stabilization of retained austenite: mechanism and kinetics. *Materials Science and Engineering: B*, 32 (1995:3) 267–278.
- [223] Shah SMA: *Prediction of residual stresses due to grinding with phase transformation*. Thèse, INSA-Lyon LaMCoS, Lyon (2011)
- [224] Constant A, Henry G, Charbonnier J-C: *Principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers*. PYC Edition, Ivry-sur-Seine (1992)
- [225] Hizioglu S, Adams W: Efficient Use of Bandsaws in Lumber Manufacturing. Oklahoma Cooperative Extension Service, NREM-5046; (2007) {2013. december 22.} pods.dasnr.okstate.edu/docushare/dsweb/Get/Document-2513/NREM-5046web.pdf
- [226] Wong DC, Schajer GS: Factors controlling bandsaw tracking. *Holz als Roh- und Werkstoff*, 60 (2002) 141–145.
- [227] Mertinger Valéria, Sólyom Jenő, Benke Márton: Monocap optika alkalmazása röntgendiffrakciós vizsgálatoknál. *Anyagvizsgálók Lapja*, 22 (2012:1) 60–64.
- [228] Cseh D, Mertinger V: X-Ray diffraction measurements of residual stress induced by surface compressing methods, *Materials Science Forum*, 729 (2013) 199–204.
- [229] Borbás L, Thamm F, Oláh L: Comparison of starin gage technique and photoelastic coating method in the investigation procedure of femur prosthesis. *Journal of Computational and Applied Mechanics*, 7 (2006:1) 3–12.
- [230] Fuzessy Zoltán, Gyimesi Ferenc, Borbély Venczel: Upgrading Holographic Interferometry for Industrial Application by Digital Holography. In: Osten W, Reingand N (szerk.): *Optical imaging and metrology: Advanced technologies*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim (2012) 413–437.
- [231] Gyimesi Ferenc, Borbély Venczel, Kiss Tamás Rafael, Márkus Ferenc, Szigethy Dezső, Szigethy András, Dobránszky J: Nyomástartó rendszerek falhibáinak közvetlen, deformációalapú minősítése holografikus kamerával. In: Illyi J (szerk.): 34. Balatoni Ankét, Siófok, 2013. október 10–12. (2013) =Gyimesi\_et\_al\_Siofok2013.pdf= (40 oldal)
- [232] Fitzpatrick ME, Fry AT, Holdway P, Kandil FA, Shackleton J, Suominen L: *Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2. Measurement Good Practice Guide, No. 52*. National Physical Laboratory, Teddington (2005)
- [233] Coste JF, Leborgne JM, Massoud JP, Borrelly R: Development of a portable device for thermoelectrical power measurement – application to the inspection of duplex stainless steel components. *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*. 18 A (1999) 2095–2102.
- [234] Rejtő Sándor: *Az elméleti mechanikai technológia alapelvei és a fémek technológiája; Első kötet; A melegség hatása a szilárd anyagok mechanikai tulajdonságaira I.* Kilián Frigyes Utóda, M. Kir. Egyetemi Könyvkereskedés Bizománya, Budapest (1915)
- [235] Prohászka János: A technológia jelentősége és jellegzetes vonásai. In: Prohászka J (szerk.): *A technológia helyzete és jövője*. MTA Társadalomkutató Központ, Budapest (2001)
- [236] „A technológia minden, a többi az csak ....” (Lukács József akadémikus Gillemot-t idéző szíves szóbeli közlése a Gillemot László Tudományos Emlékkonferencián, 2012. május 14-én)



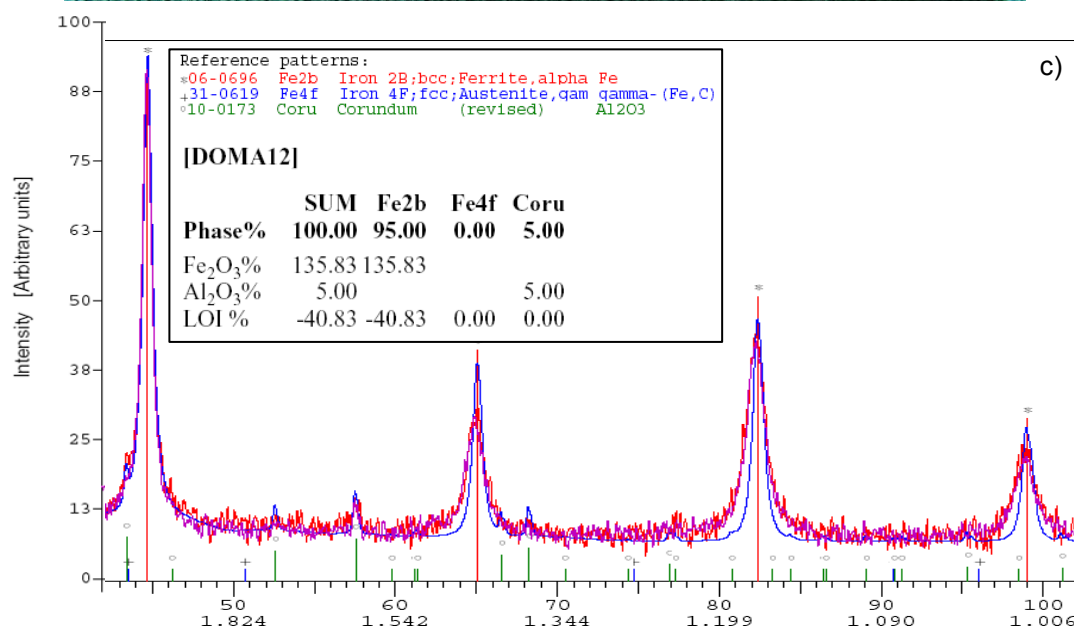
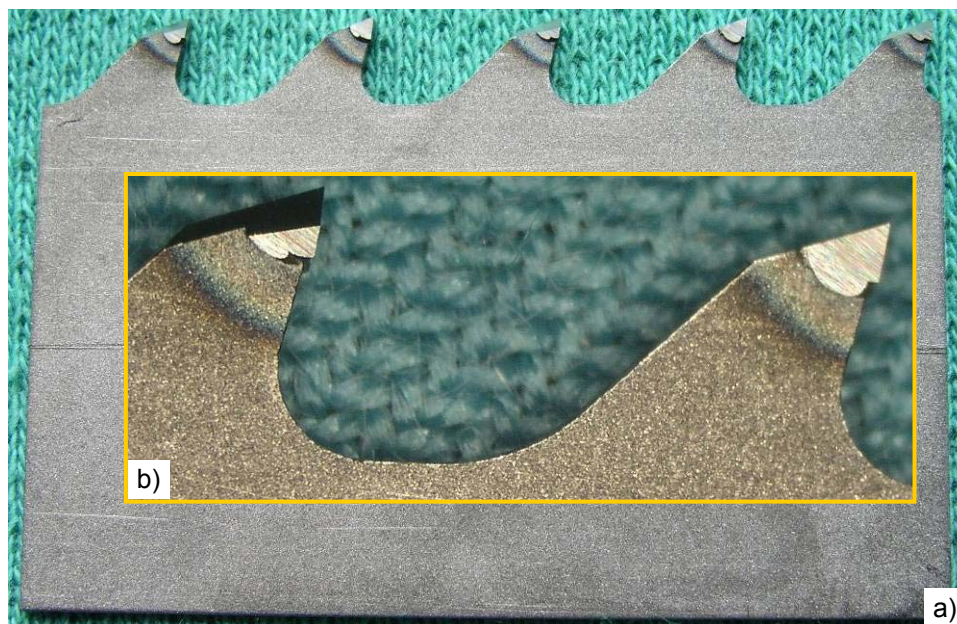
## Függelék

- |   |             |
|---|-------------|
| 1. függelék: Az 1. fejezethez tartozó szemléltetés  | F2          |
| 2. függelék: A 2. fejezethez tartozó szemléltetés   | F3 – F72    |
| 3. függelék: A 3. fejezethez tartozó szemléltetés   | F73 – F99   |
| 4. függelék: Az értekezésben elemzéseikhez csak lazán kapcsolódó,<br>de az áttekintést segítő ábrák | F100 – F106 |

## 1. függelék: Az 1. fejezethez tartozó szemléltetés



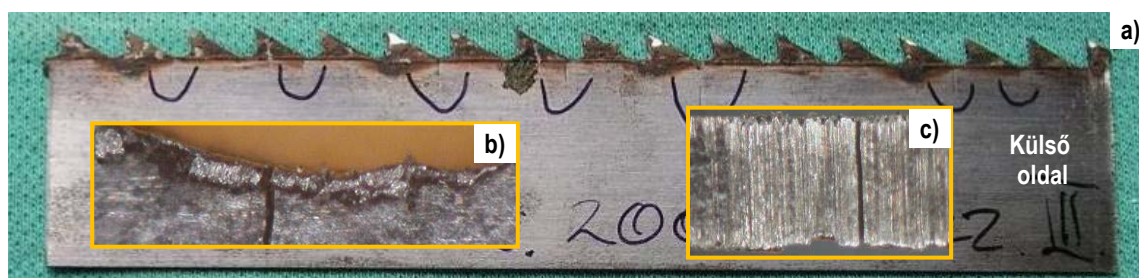
F1-1. ábra – Bimetál fűrészlap fogfejének szövetszerkezete (a) és a felpattintható gyorsacél lapka



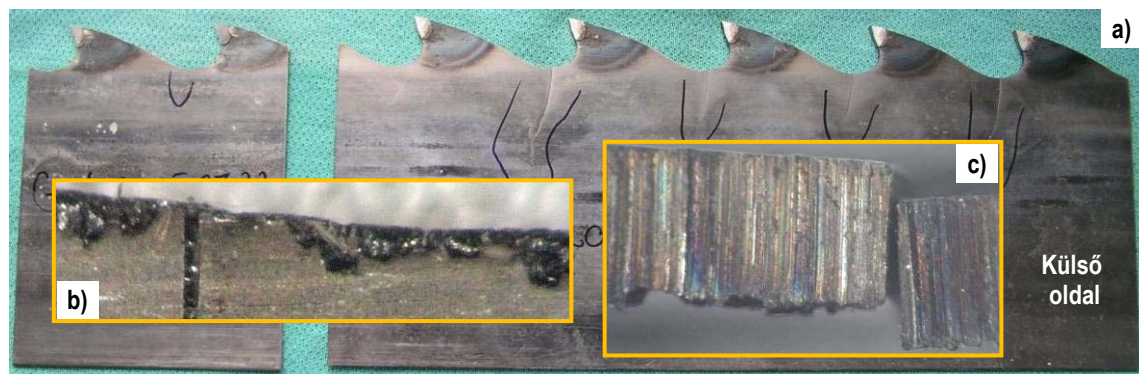
F1-2. ábra – A RO-05-EN jelű fűrészlap képe és a laptest anyagának röntgendiffraktogramja



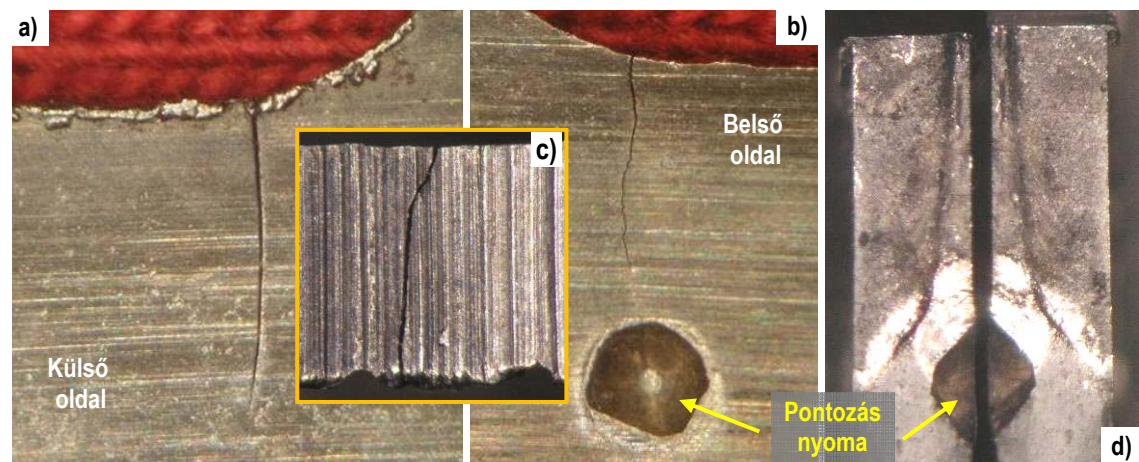
## 2. függelék: A 2. fejezethez tartozó szemléltetés



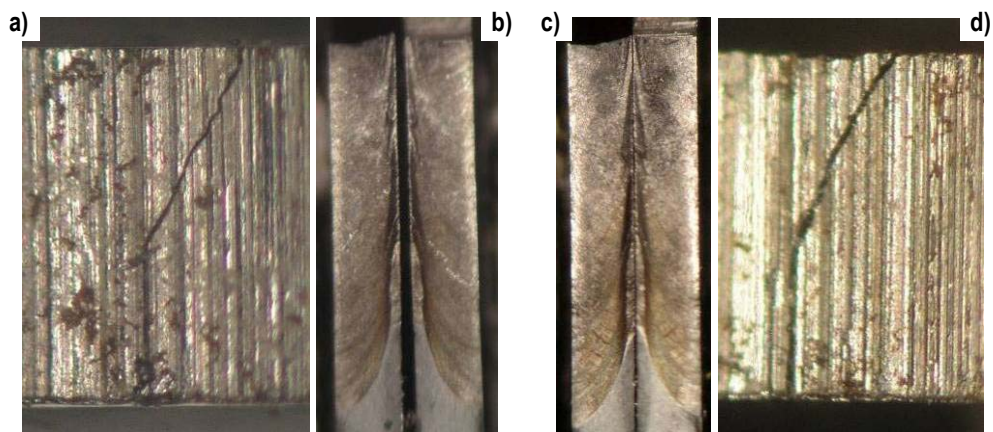
F2-1. ábra – A TÓ-05-EF szalagfűrészlap fogtörepedéses károsodásának szemléltetése



F2-2. ábra – A GE-05-LY szalagfűrészlap fogtörepedéses károsodásának szemléltetése

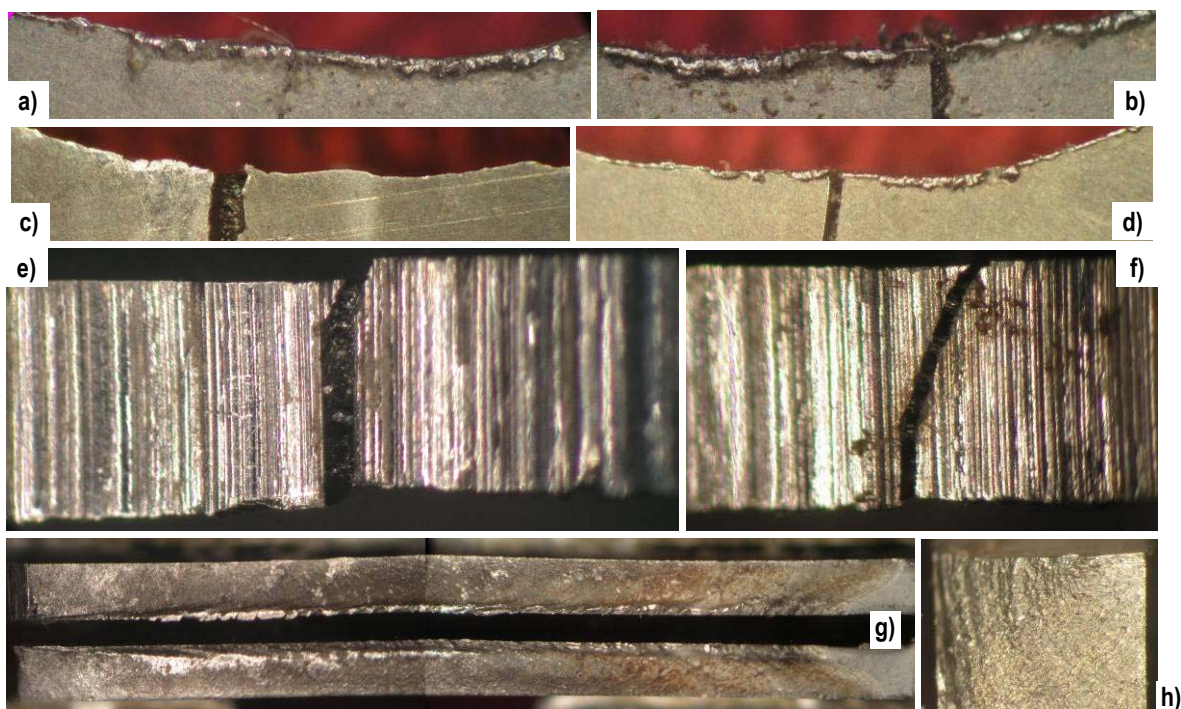


F2-3. ábra – A GY-06-RE szalagfűrészlap fogtörepedéses károsodásának szemléltetése; a)–d)

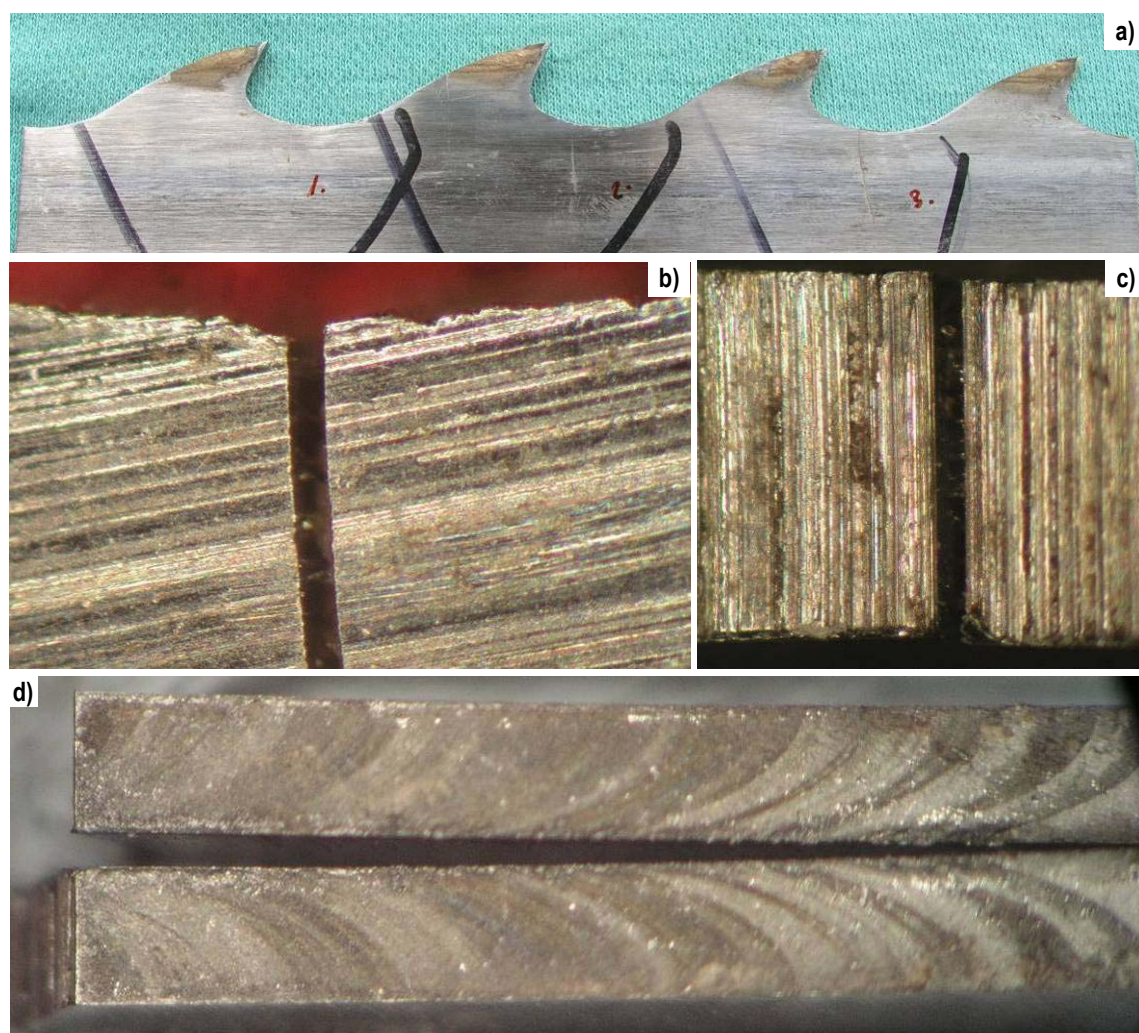


F2-4. ábra – A 25-06-11 szalagfűrészlap fogtörepedéses károsodásának szemléltetése; a)–d)



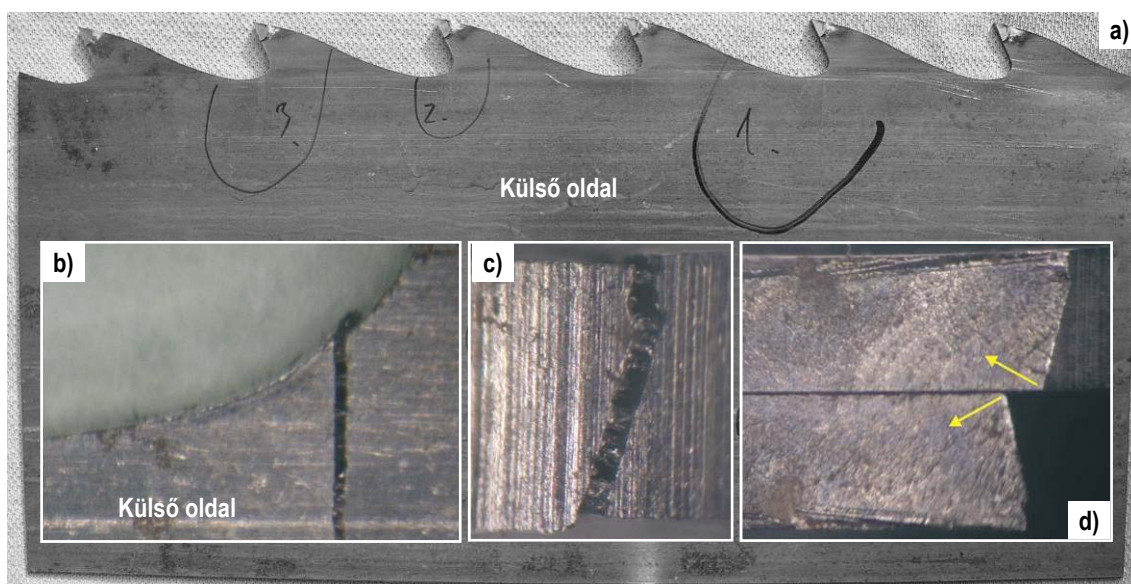


F2-5. ábra – A 25-06-12 szalagfűrészlap fogtörepedéses károsodásának szemléltetése

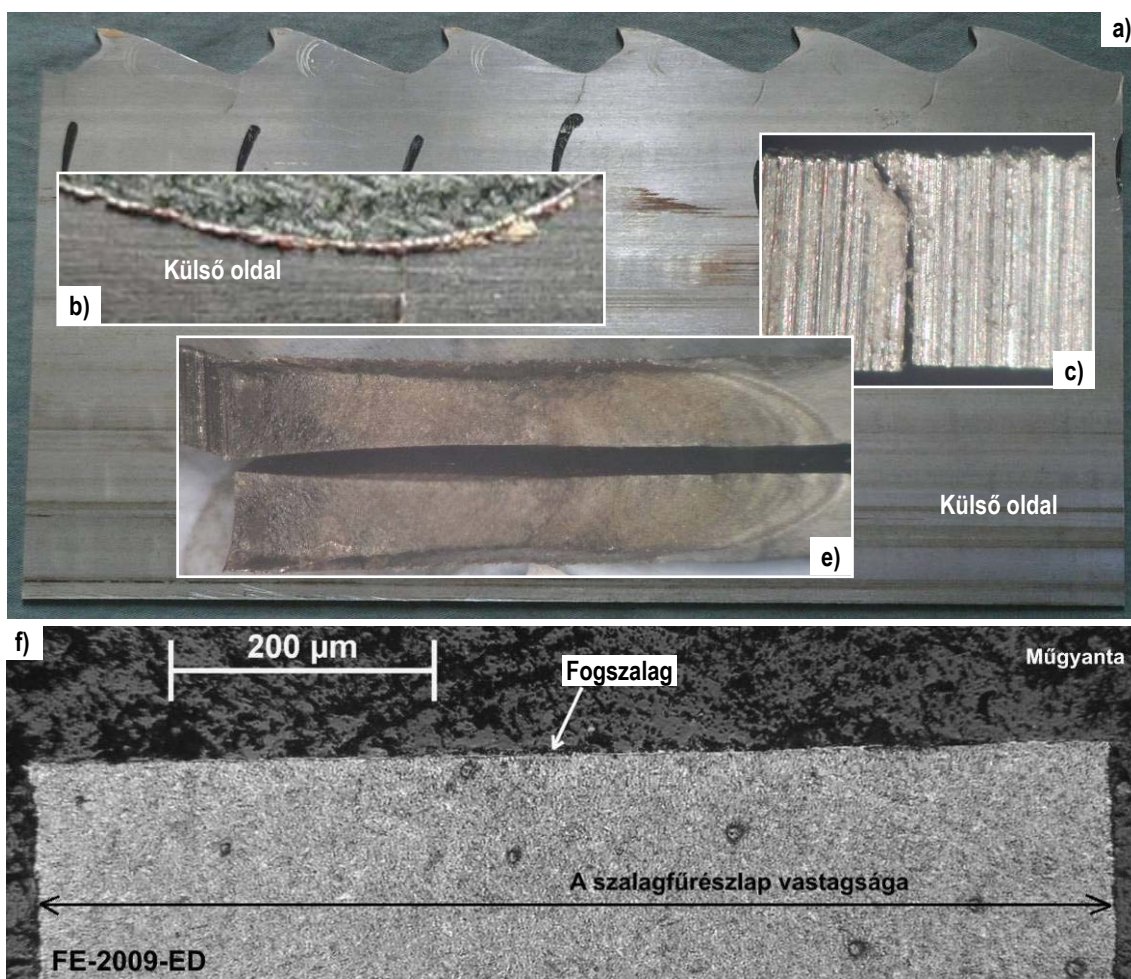


F2-6. ábra – A WE-06-R2 szalagfűrészlap fogtörepedéses károsodásának szemléltetése



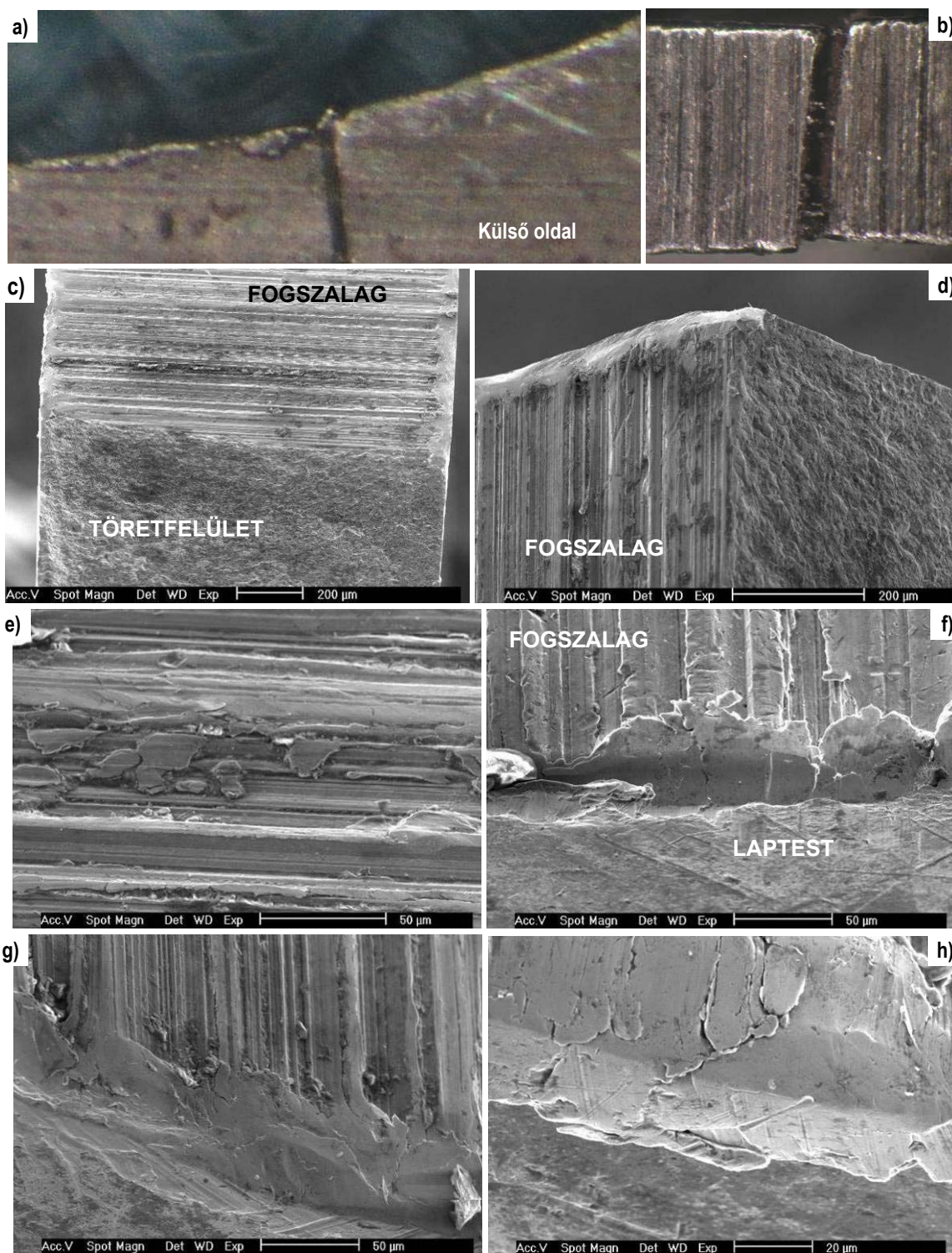


F2-7. ábra – Az SE-07-07 szalagfűrészlap fogtörepedéses károsodásának szemléltetése; a nyílak a repedésképződés helyéről a repedésterjedés irányába mutatnak



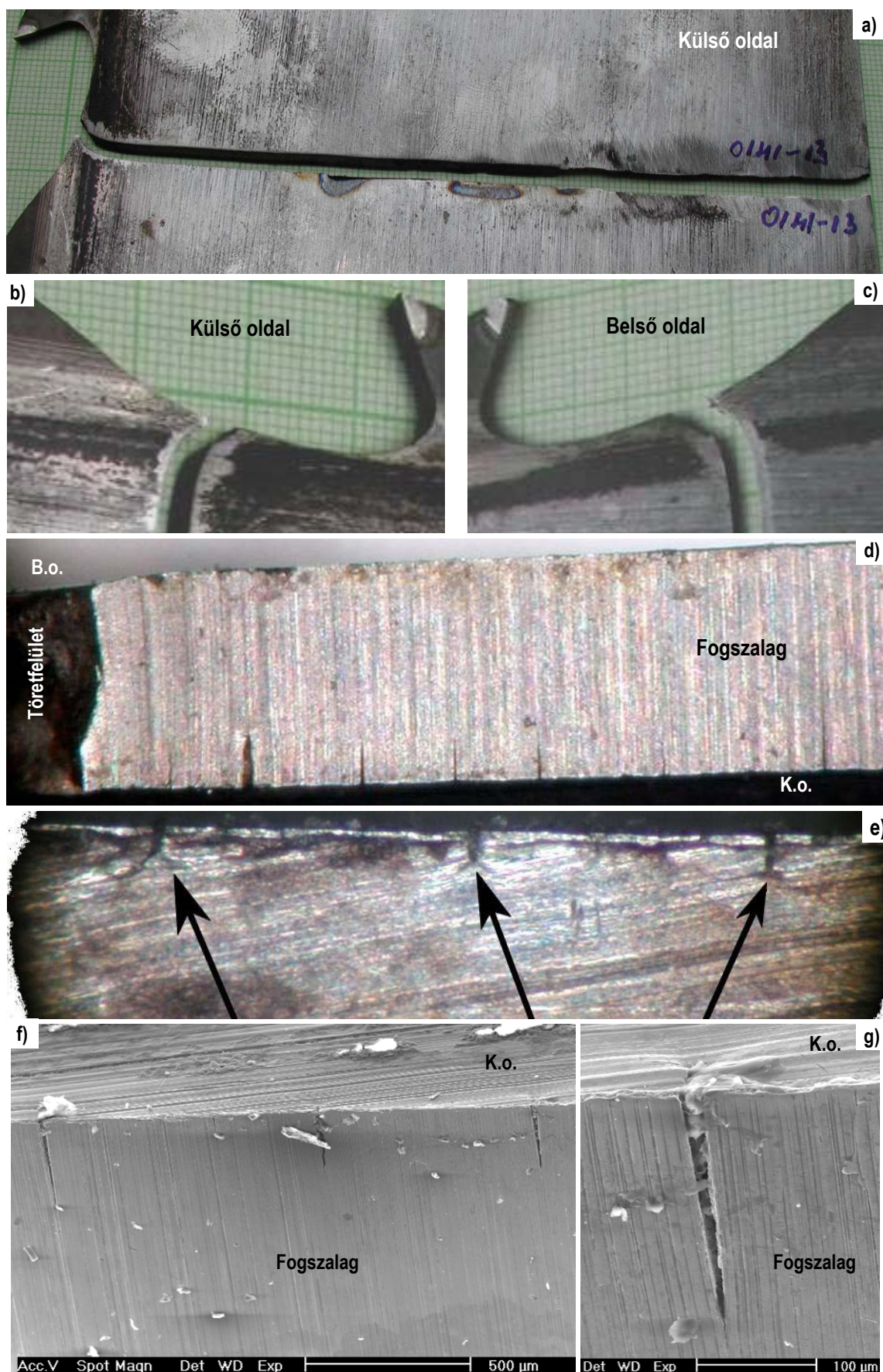
F2-8. ábra – A SO-08-FA (a) és a FE-09-ED (f) szalagfűrészlap fogtörepedéses károsodásának szemléltetése. Az itt szemléltetett optikai mikroszkópos vizsgálatok képezik az alapját egy átfogó káresetelemzési eljárásnak, amelyet folyamatosan tökéletesítve alkalmaztam a fogtörepedéses károsodások okainak meghatározására



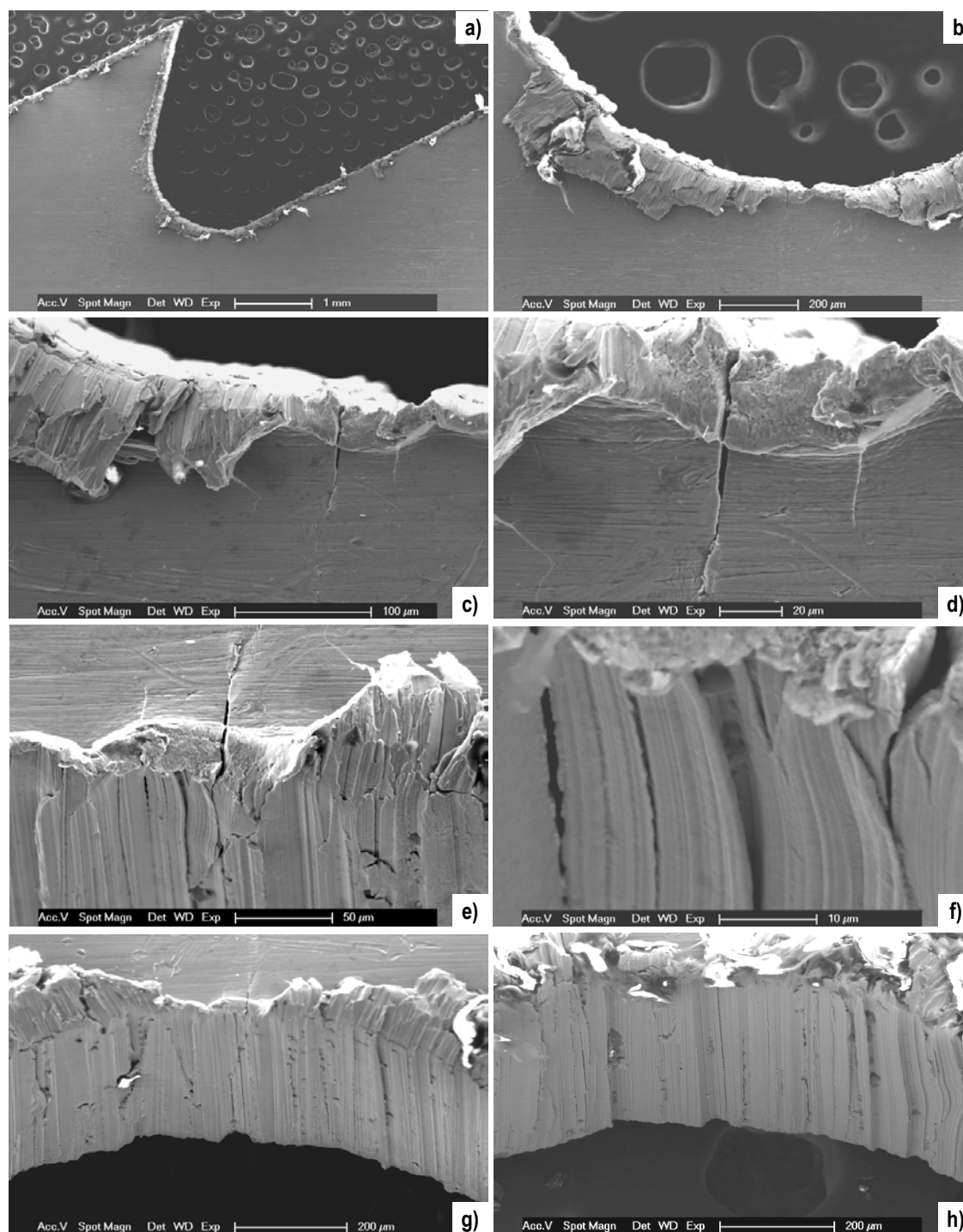


**F2-9. ábra –** A KA-07-21 jelű törési eset szemléltetése. Helyenként látszik az élezési sorja a fogszalag peremén, de leginkább a sorja eltávolításának nyoma szembeötlő; a lesorjázott élen repedéskezelmények figyelhetők meg



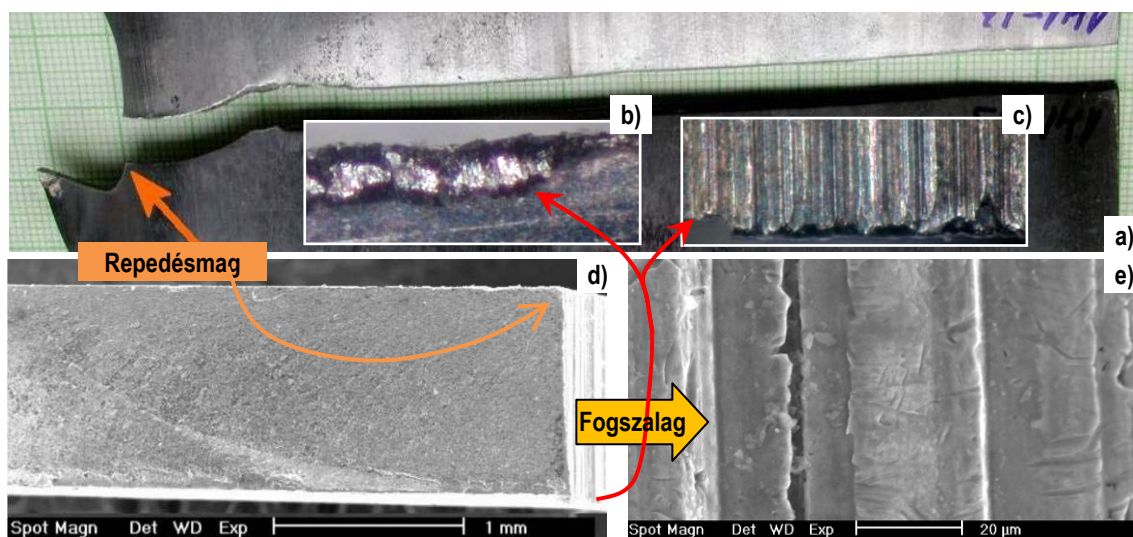


**F2-10. ábra** – A 01-04-13 törési eset szemléltetése; az 1,1 mm vastag fűrészlap törését a hátszalag környezetéből, a hegesztett kötés varrathibáiból kiinduló fáradásos törés okozta, de előtte vagy egyidejűleg a fogszalagon is számos fogtörépedés képződött (d–g)

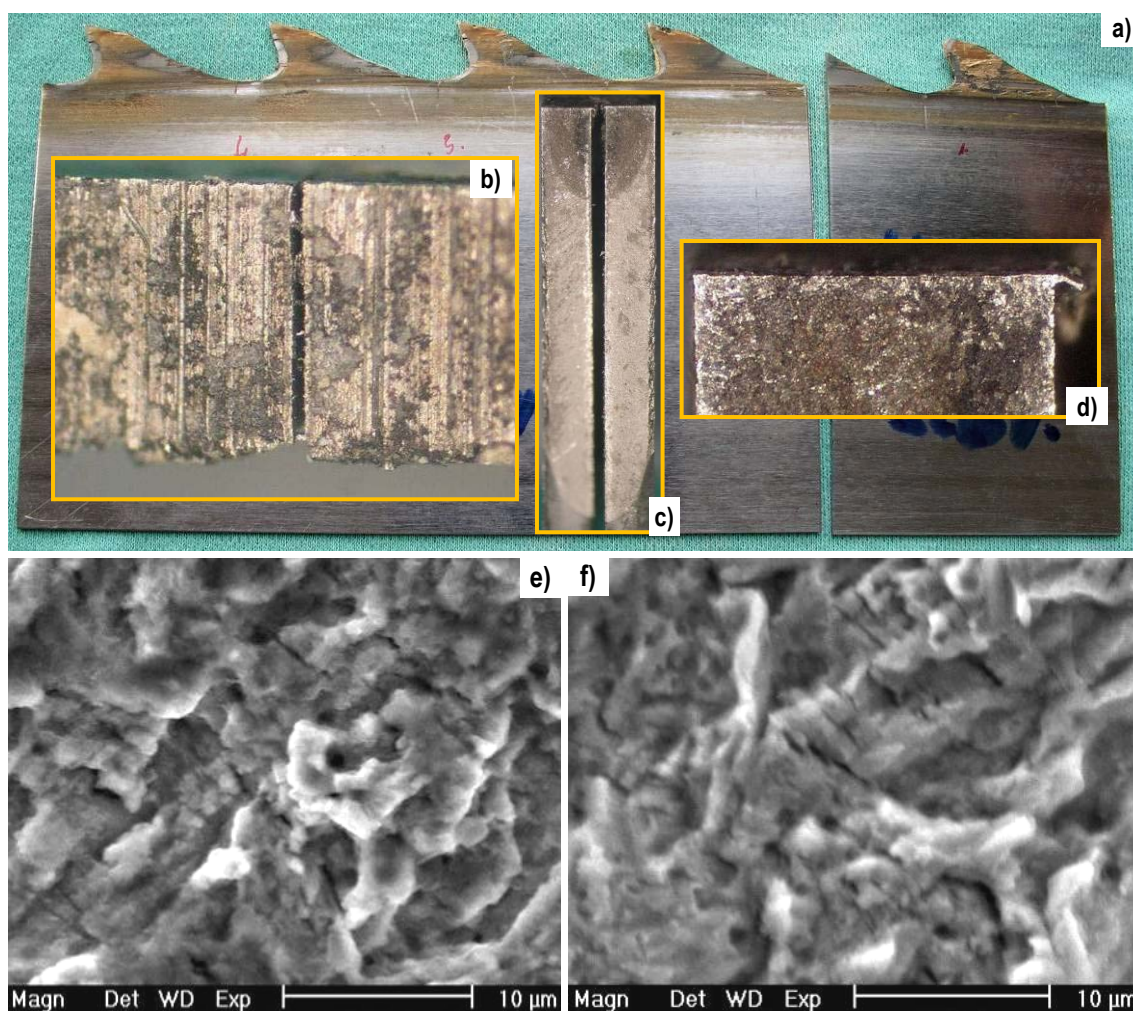


F2-11. ábra – A VA-08-GA jelű törési eset szemléltetése. A fogtő környezete látható oldalról és a fogszalag felől, valamint a repedéskezdemények az oldallap és a fogszalag felől



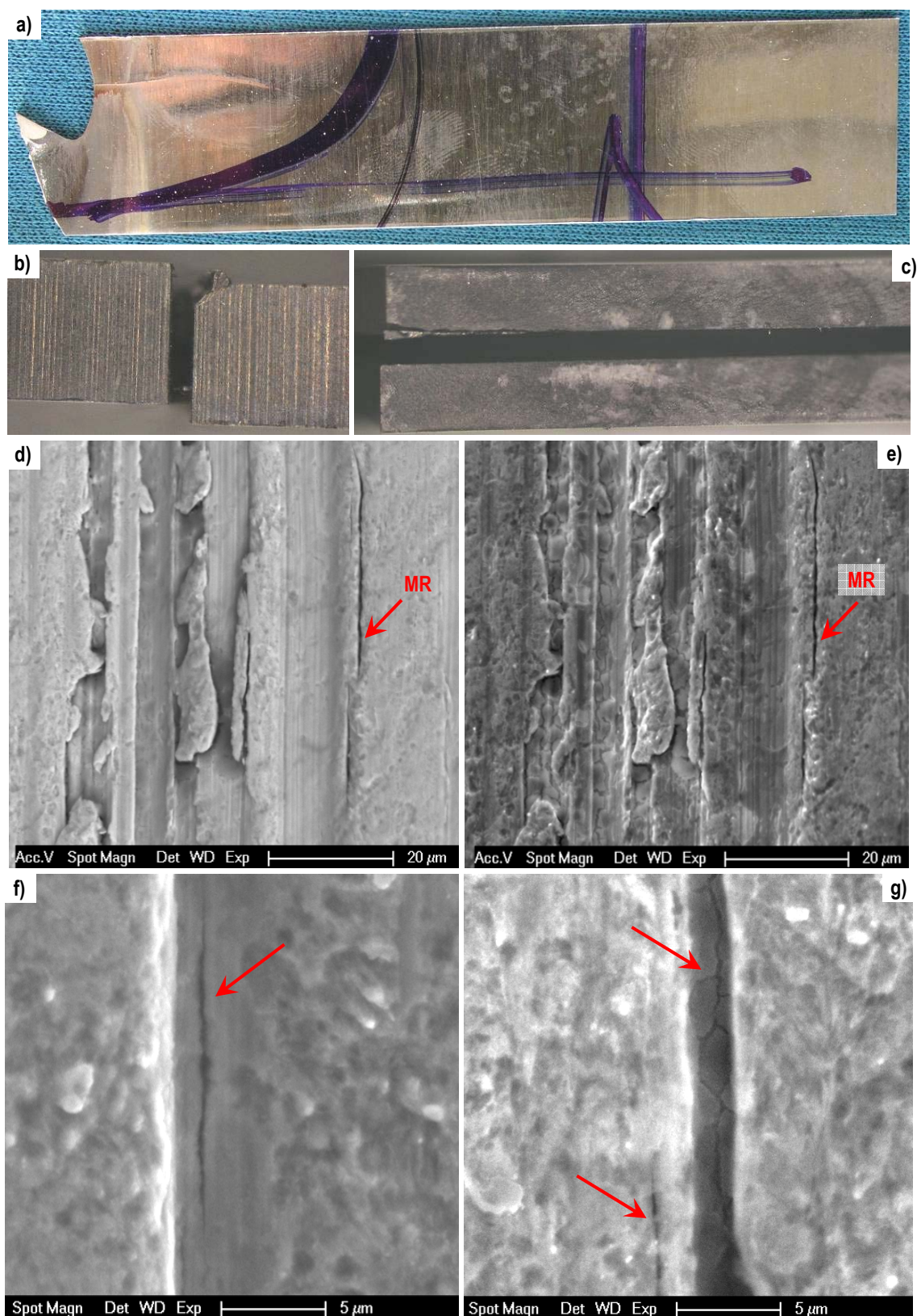


F2-12. ábra – A 14-04-13 jelű törési eset szemléltetése; a)–e)

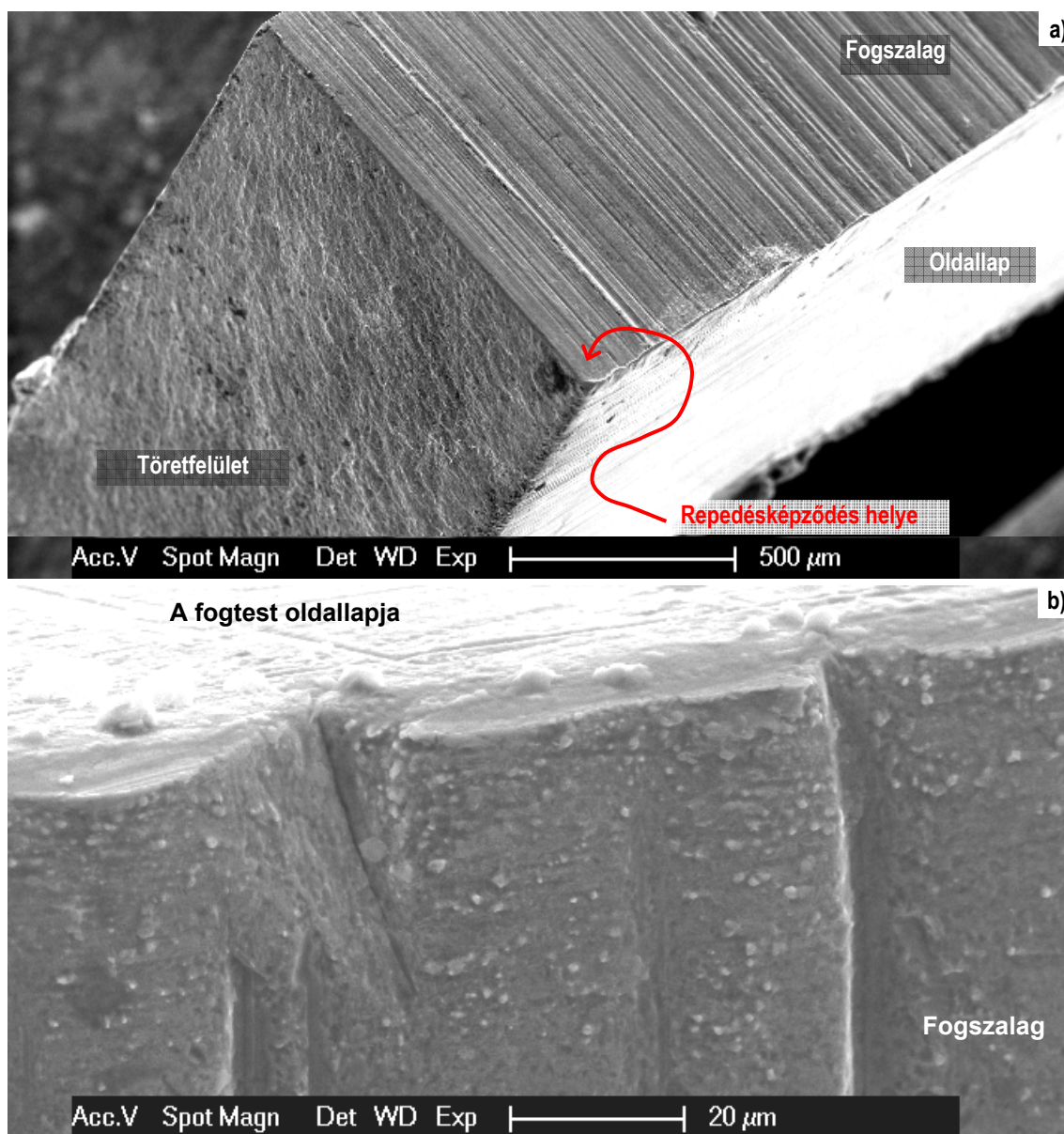


F2-13. ábra – A HO-05-FA azonosítójú törési eset szemléltetése





F2-14. ábra – A SÁ-08-SD azonosítójú törési eset szemléltetése. A d) és az e) kép a fogszalagon a köszörűkő keltette barázdákat mutat, azonos helyről, de eltérő leképezési móddal – BSE-kép a d) ábra, illetve SE-kép az e) ábra – készültek. A mutatónyilak a köszörülési barázda alján képződött mikrorepedéseket jelölnek

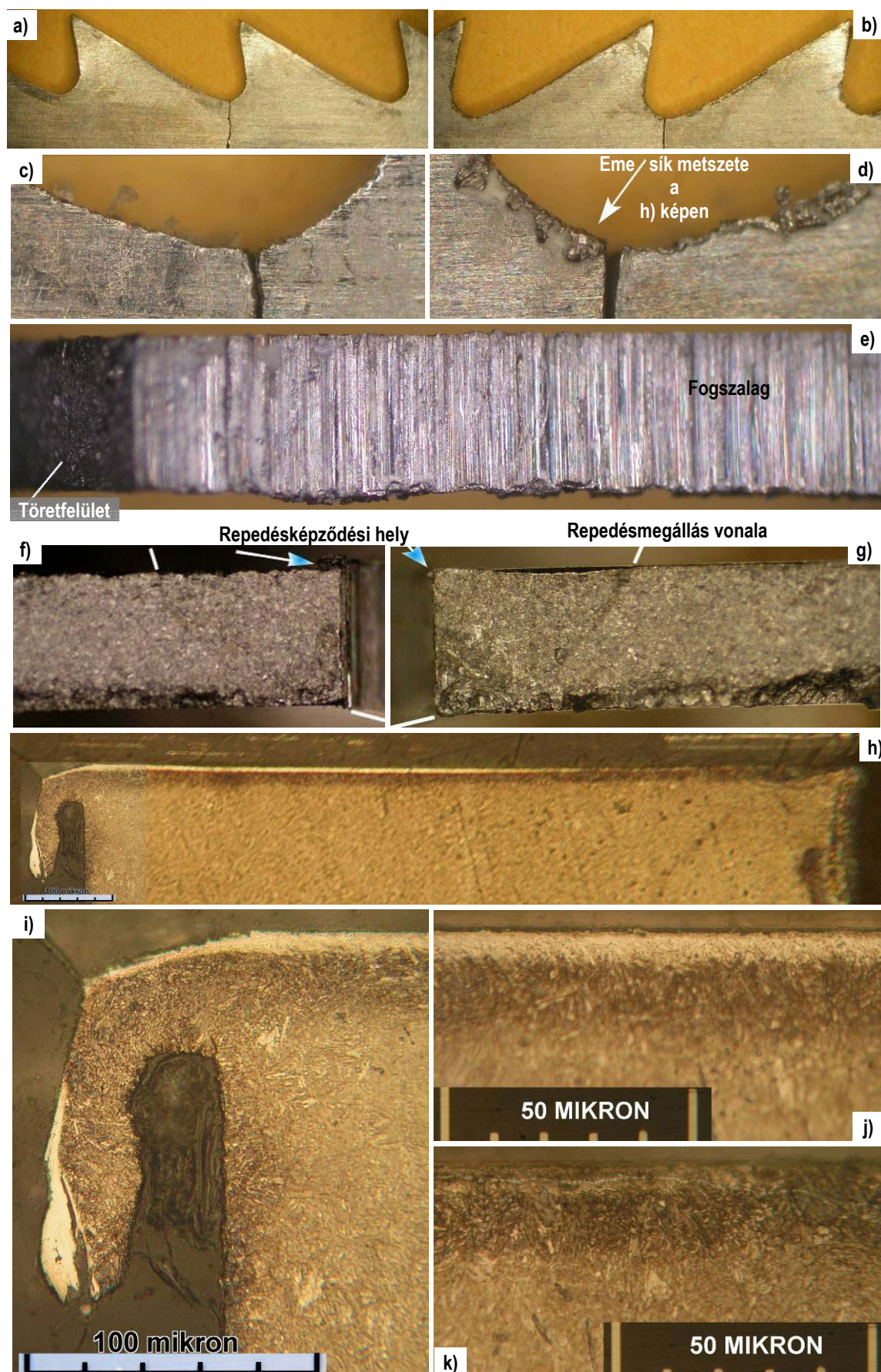


F2-15. ábra – A SÁ-08-SD azonosítójú törési eset szemléltetése.

Az a) képen látható a repedésképződés helye.

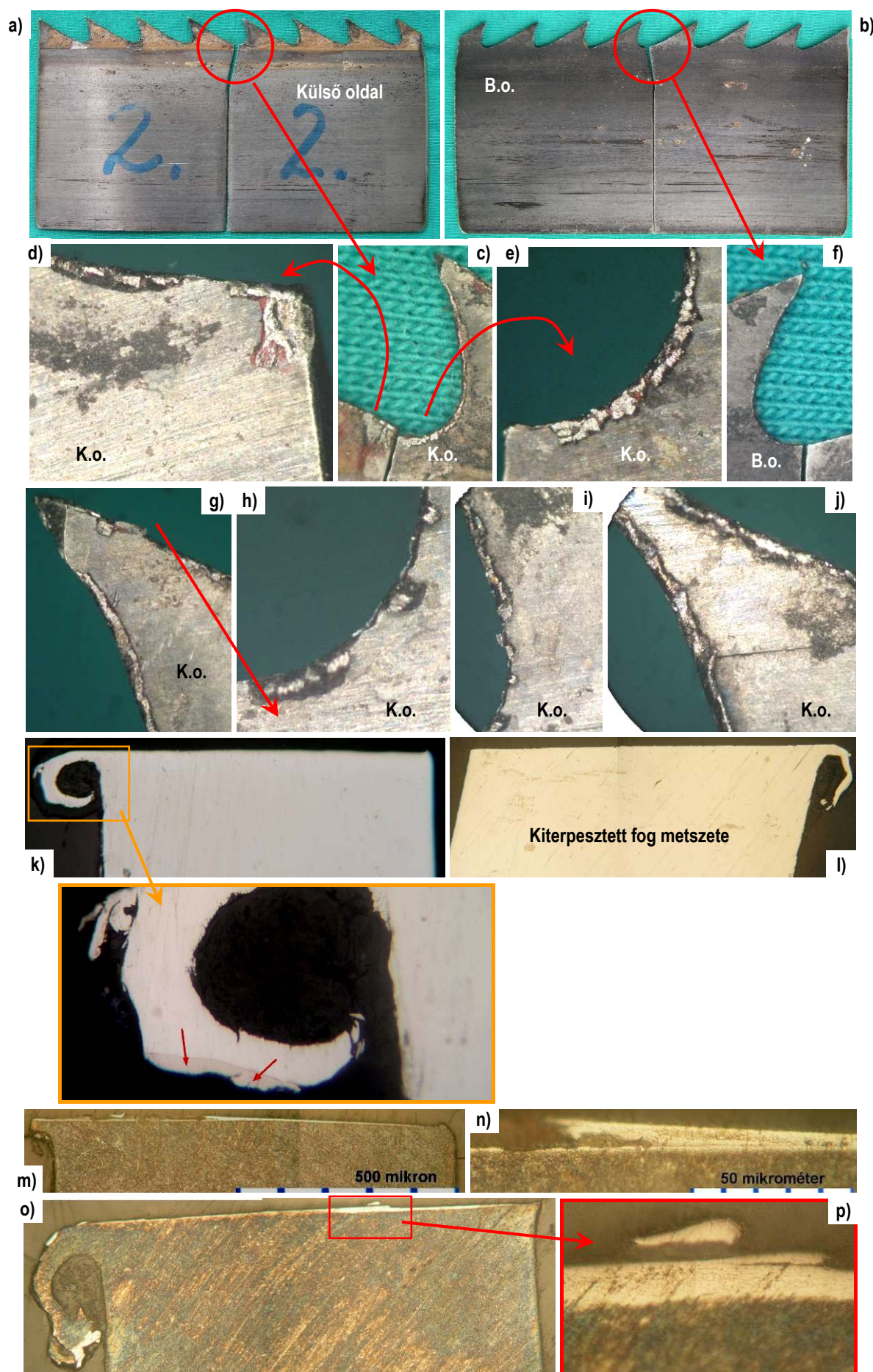
A nemesített alapanyagban jól látható (Cr-dús) karbidrögök mérete esetenként eléri az 1000 nm-t. A b) képen látható az is, hogy a fogszalag köszörülési barázdáiból mikrorepedéskezdemények formálódtak, s közülük a nagyobbikban jól láthatóan már megkezdődött a repedésterjedés





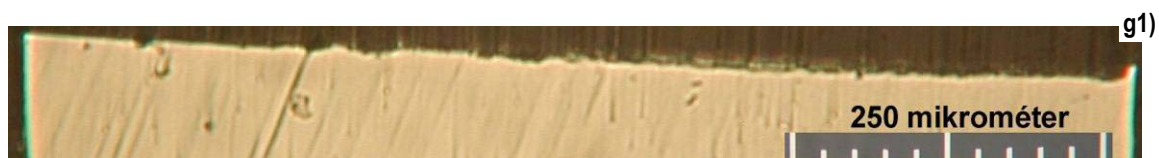
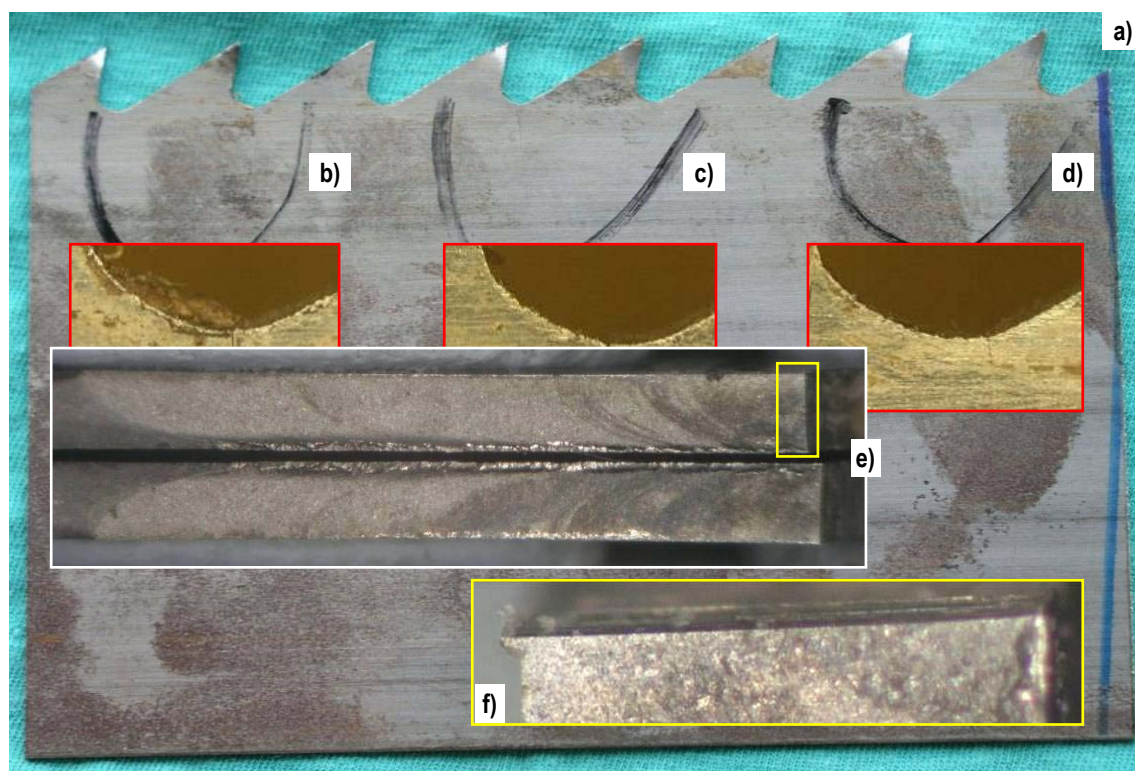
F2-16. ábra – A SI-04-TE törési eset szemléltetése; a h) kép egyes részletei láthatók az i)–k) képen



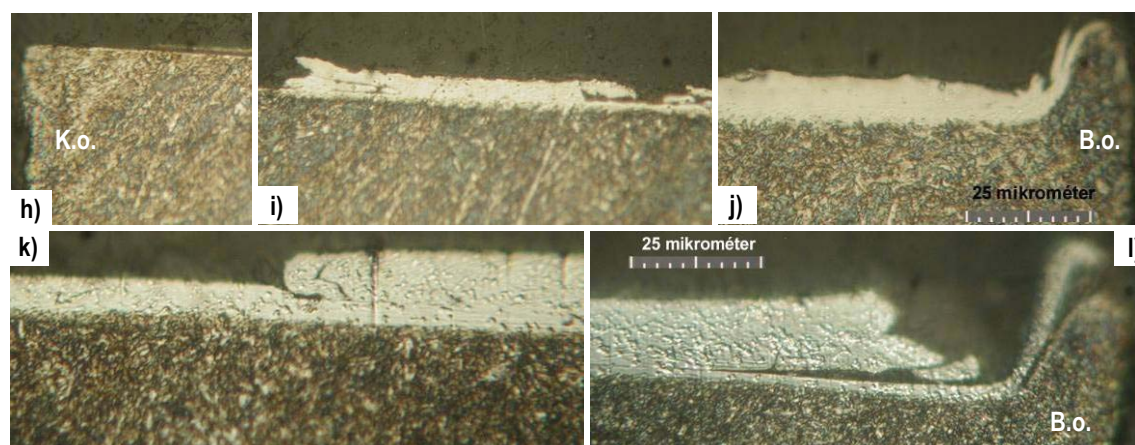
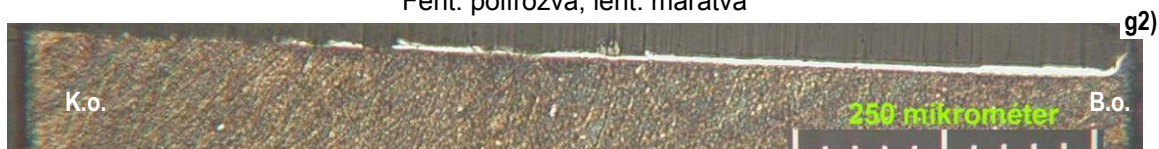


F2-17. ábra – A CO-04-CH törési eset szemléltetése; a)–p); (K.o. = külső oldal)



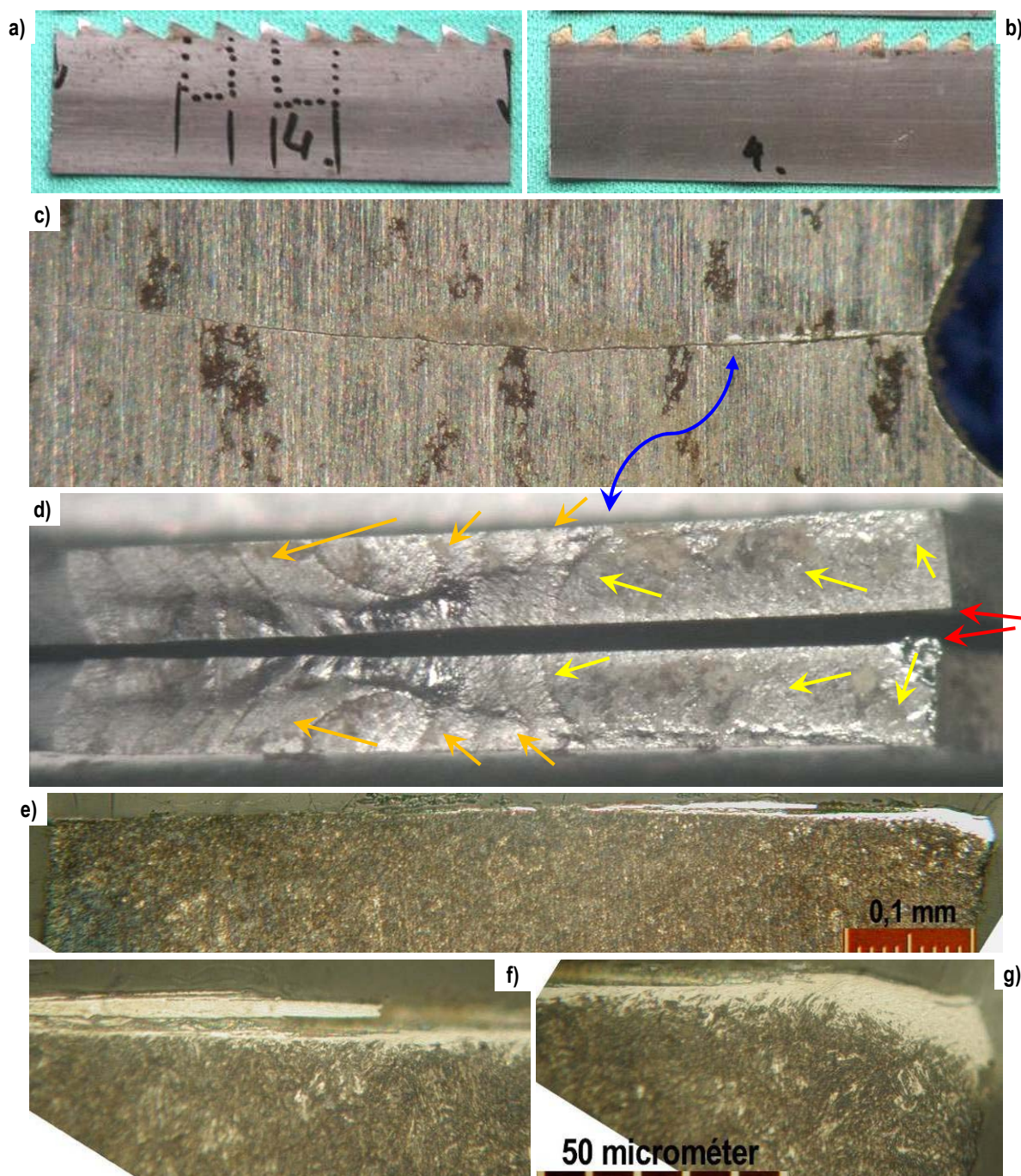


Fent: polírozva; lent: maratva



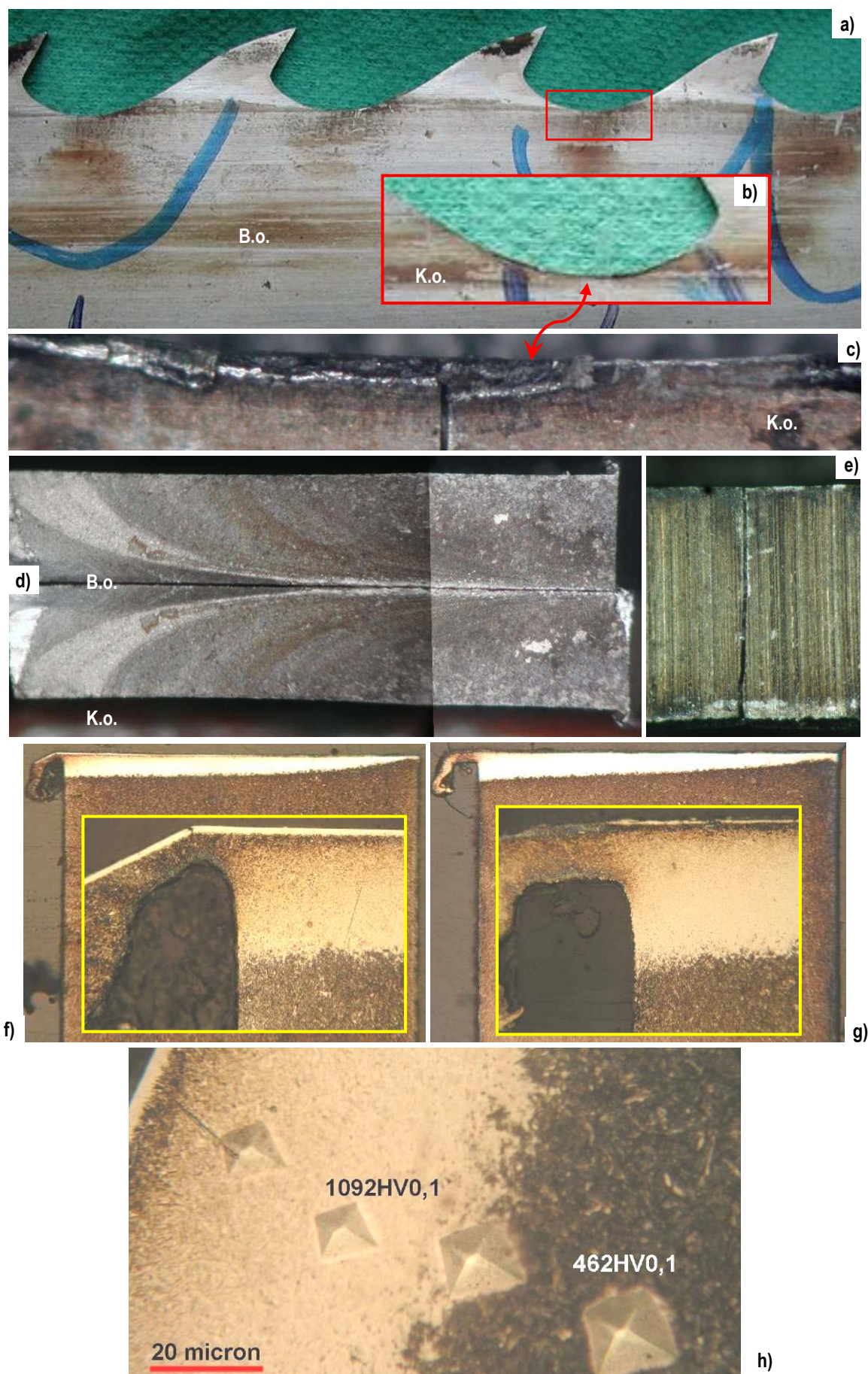
F2-18. ábra – A EN-04-SE törési eset szemléltetése; a)–l);  
(B.o. = belső oldal, K.o. = külső oldal)





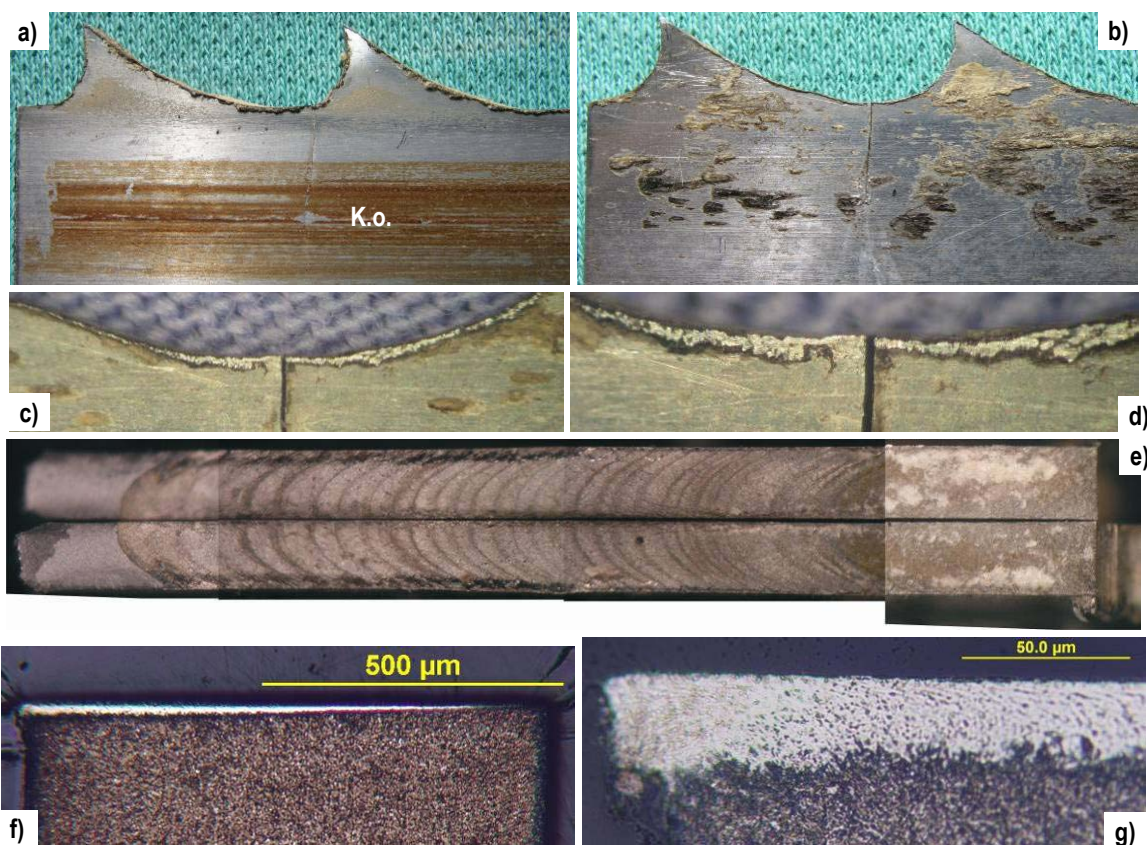
F2-19. ábra – A LA-04-ÁR törési eset szemléltetése; a)–g)  
A kék nyíl a repedés oldalnézeti és felnyitás után látható töretfelületi képét köti össze.  
A piros nyílak a repedésképződési helyet jelölik.  
A sárga és a narancssárga nyílak a repedésterjedés két fázisában jellemző repedésterjedési irányt mutatják



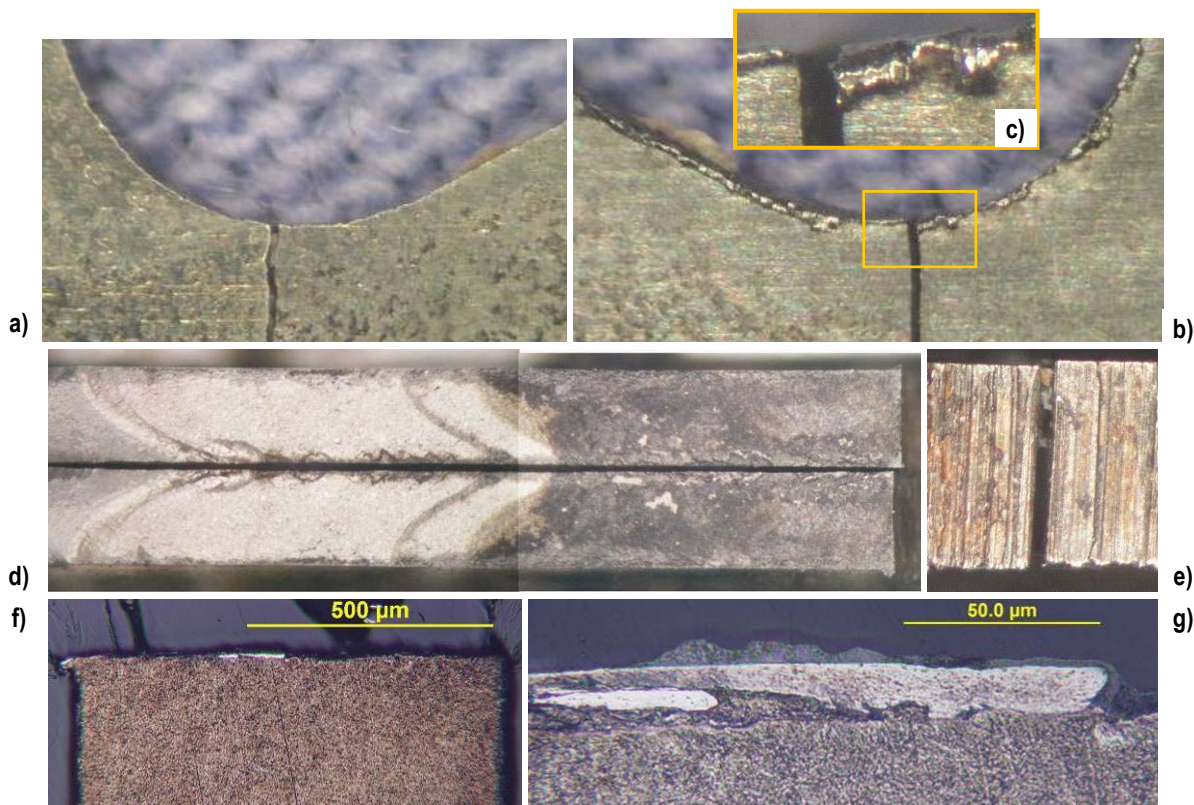


F2-20. ábra – A SA-04-IK törési eset szemléltetése; a keménységcsúcs rendkívül nagy (h)



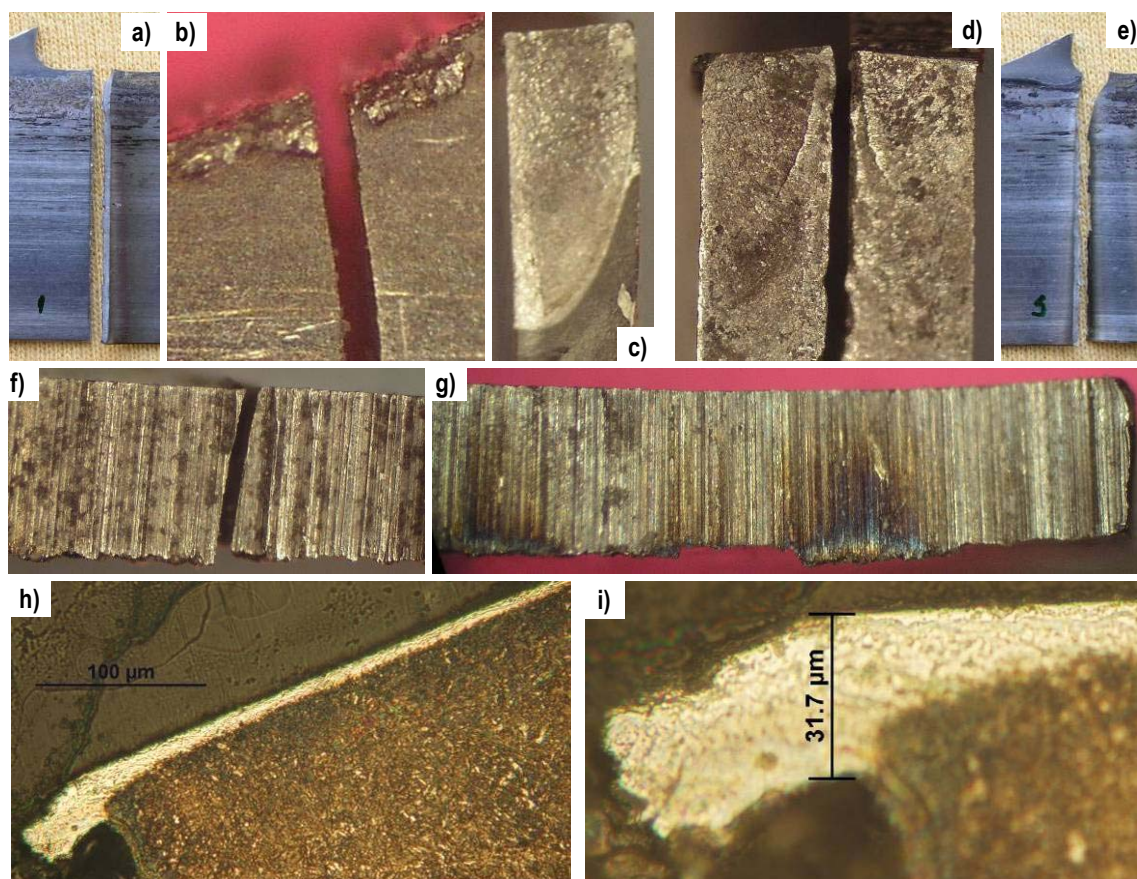


F2-21. ábra – A KL-06-CH törési eset szemléltetése

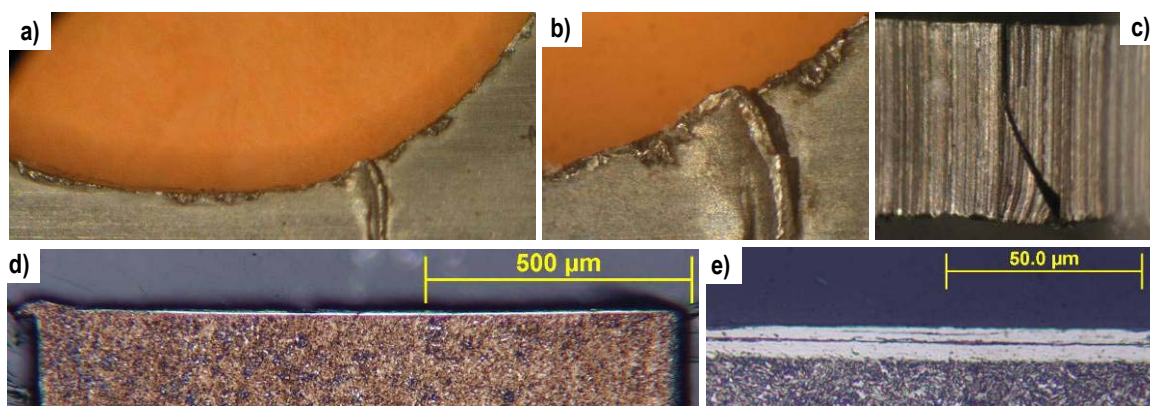


F2-22. ábra – A FA-06-ÁR törési eset szemléltetése. A keménységmaximum 870 HV0,05

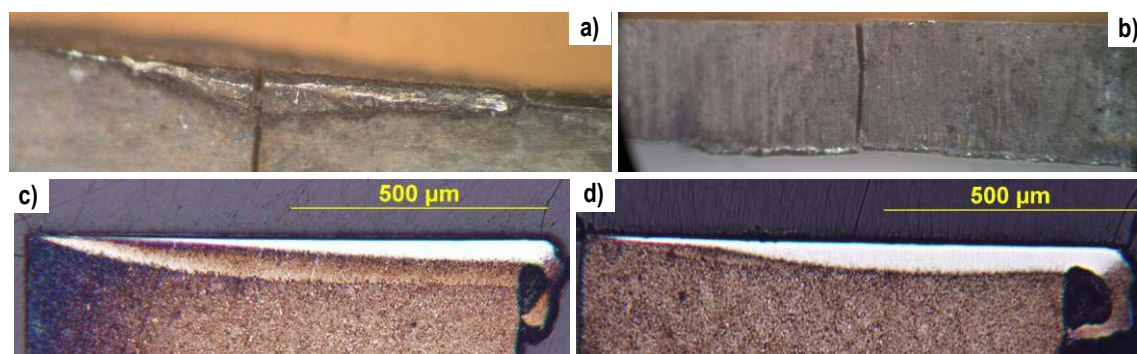




F2-23. ábra – A RA-07-KA törési eset szemléltetése

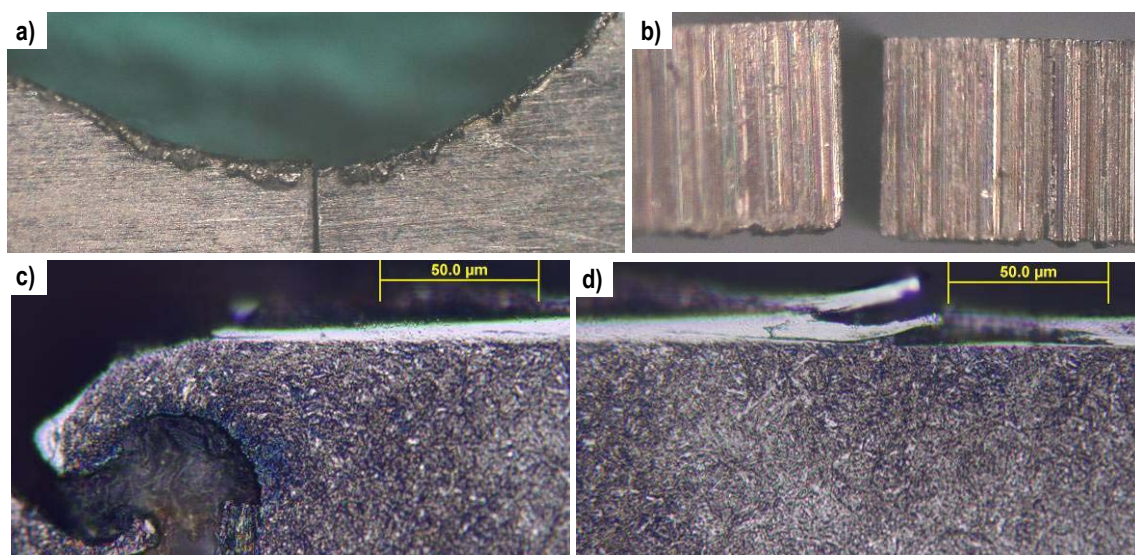


F2-24. ábra – A PA-06-IK törési eset szemléltetése

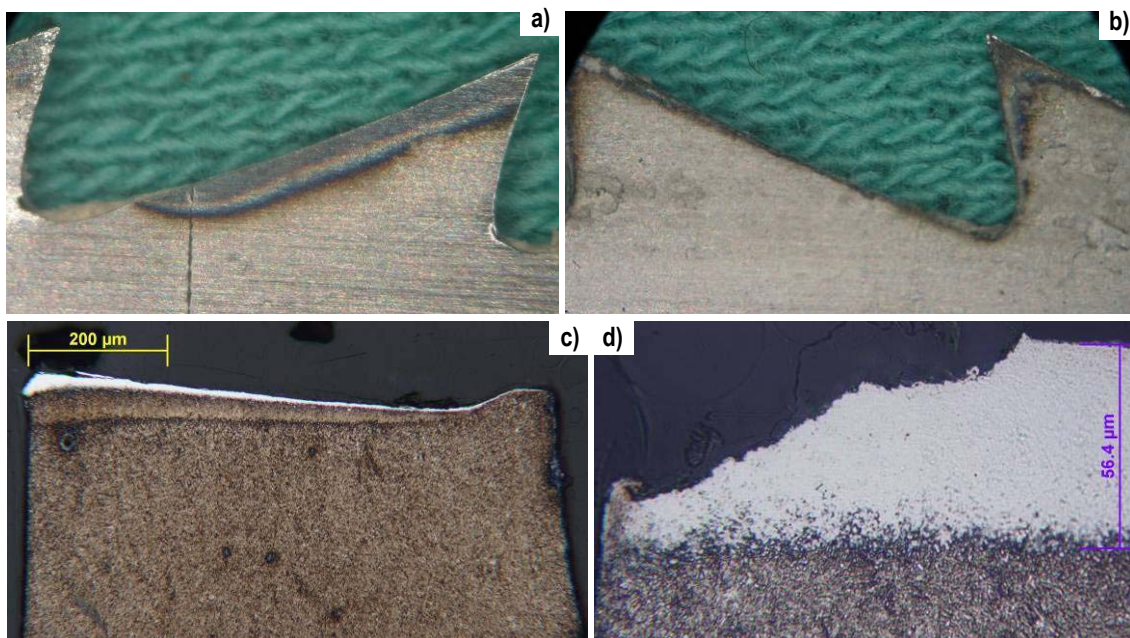


F2-25. ábra – A SÜ-08-HI törési eset szemléltetése

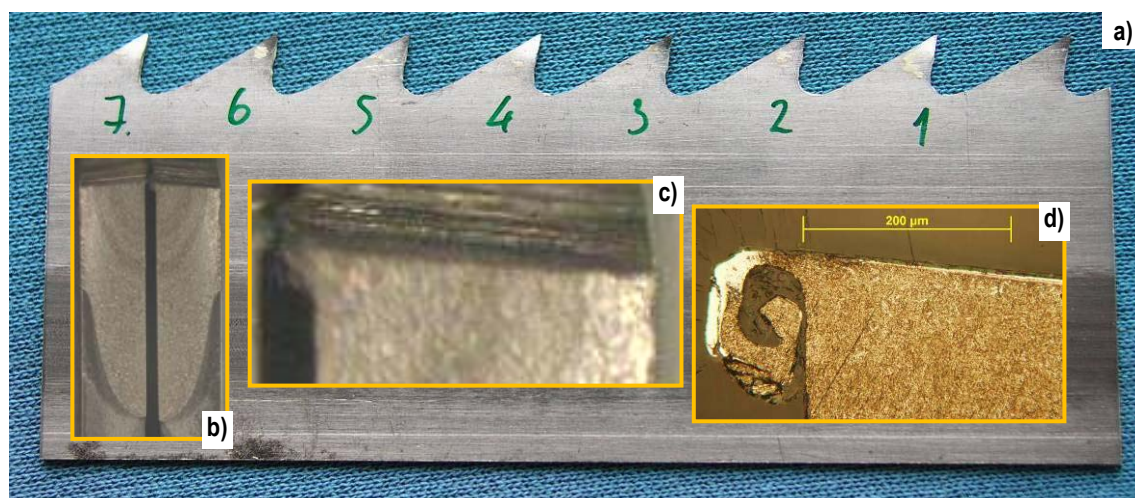




F2-26. ábra – A FA-05-LL törési eset szemléltetése

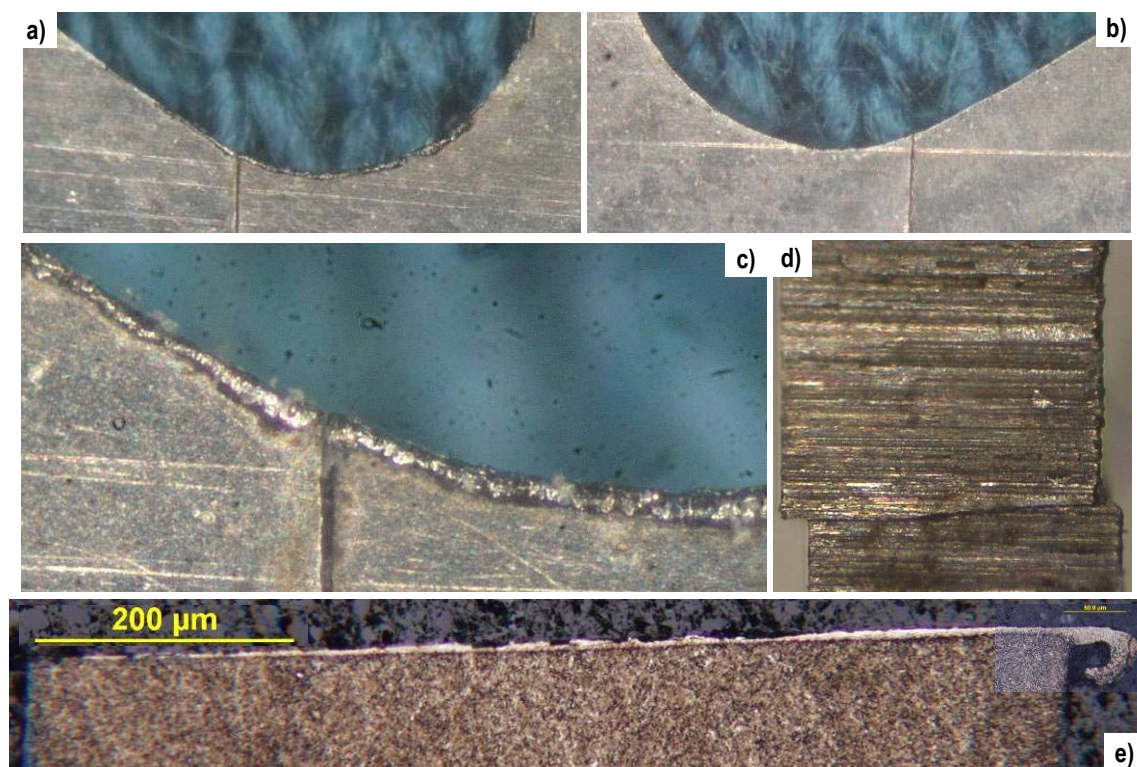


F2-27. ábra – A MA-06-KÓ törési eset szemléltetése

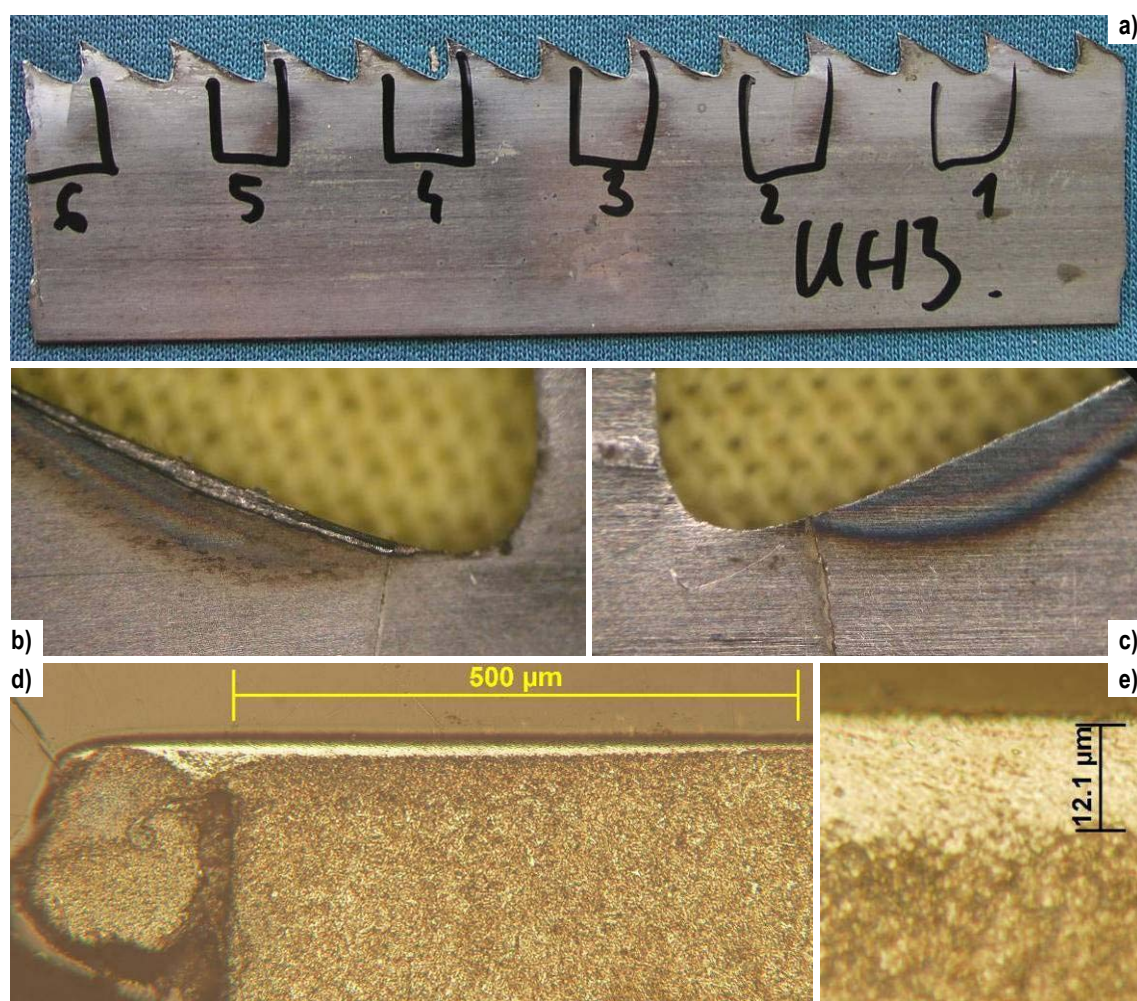


F2-28. ábra – A VE-07-LI törési eset szemléltetése



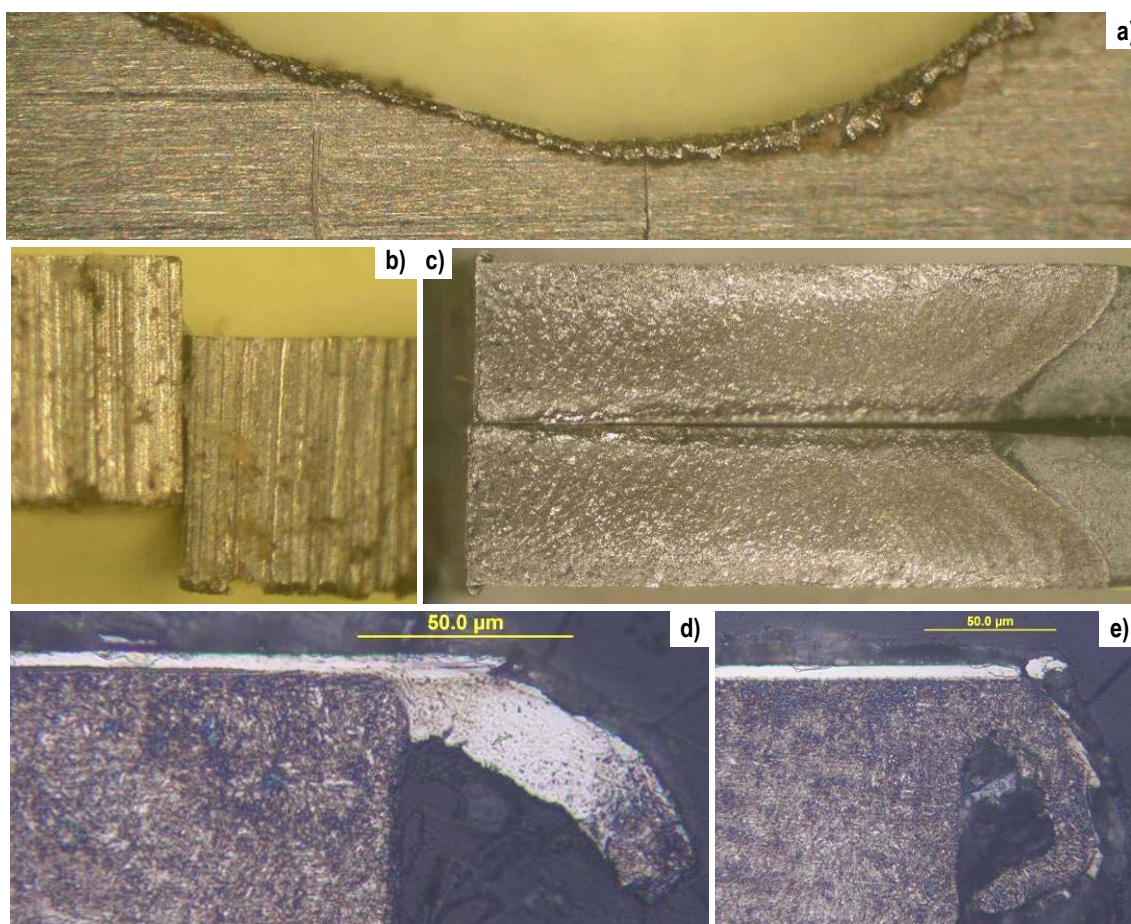


F2-29. ábra – Az ÁR-09-VA törési eset szemléltetése

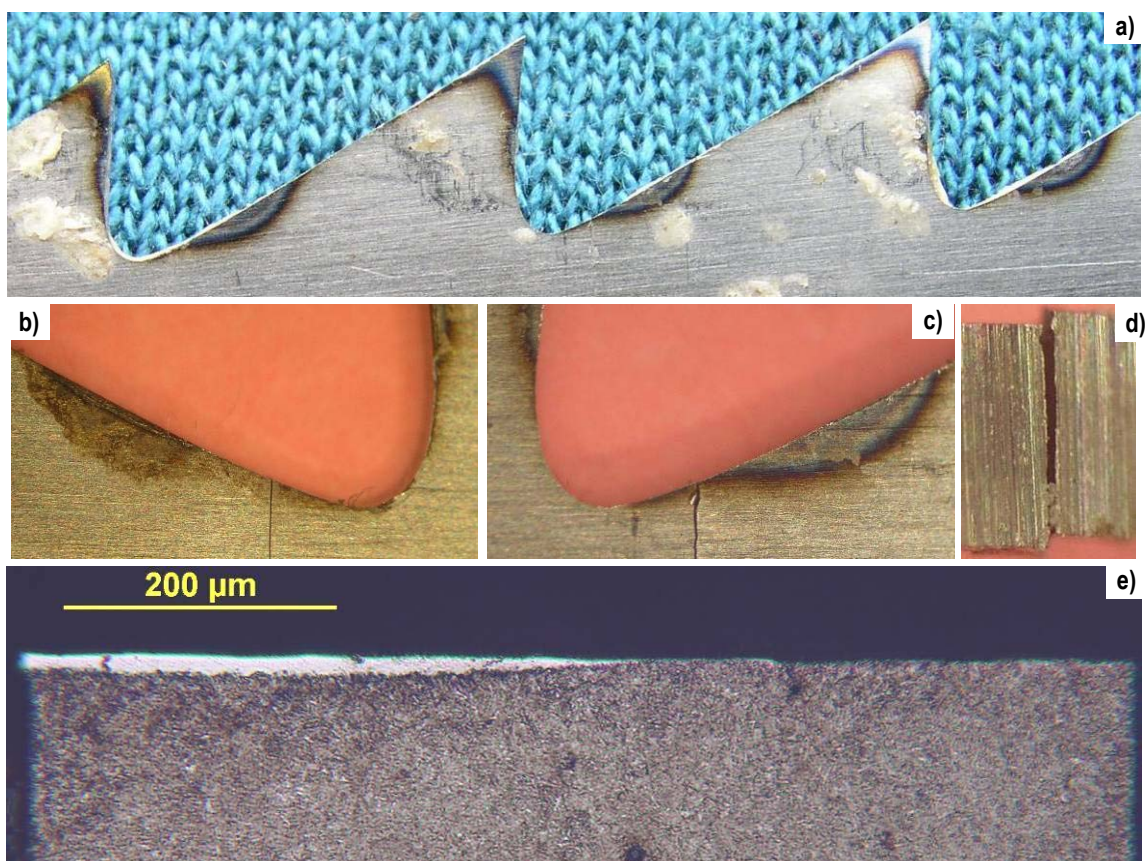


F2-30. ábra – Az UN-07-01 törési eset szemléltetése



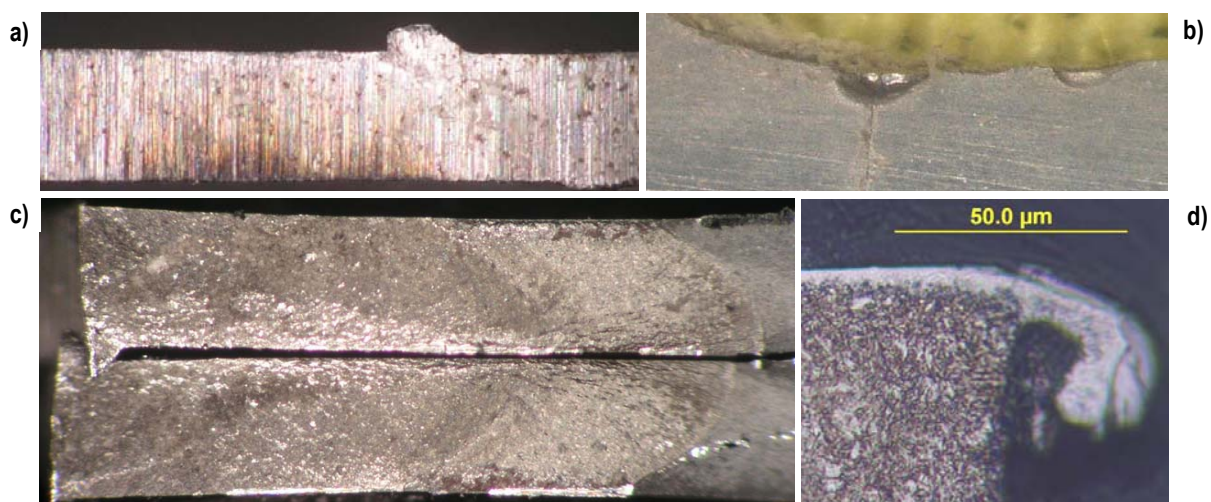


F2-31. ábra – A PO-07-SS törési eset szemléltetése

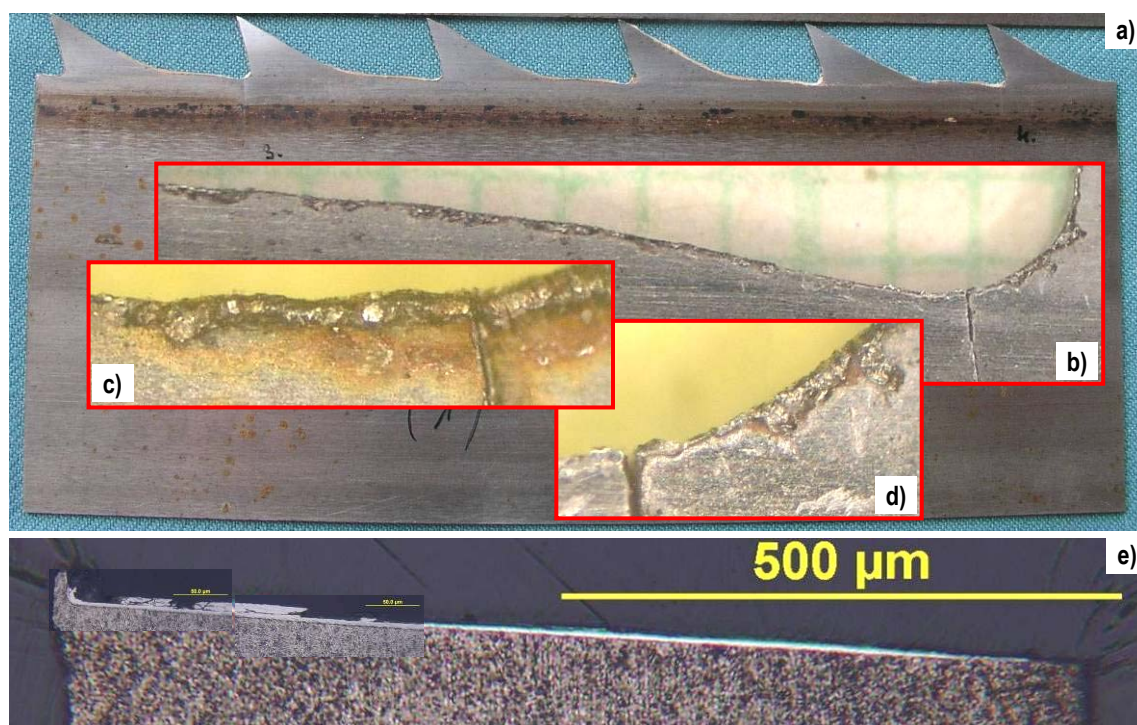


F2-32. ábra – Az UN-07-LZ törési eset szemléltetése

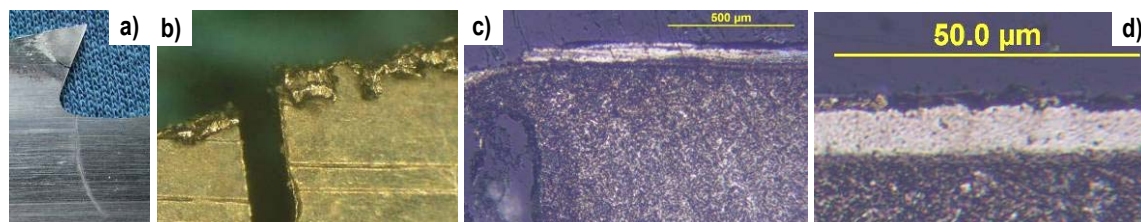




F2-33. ábra – A SA-08-MU törési eset szemléltetése

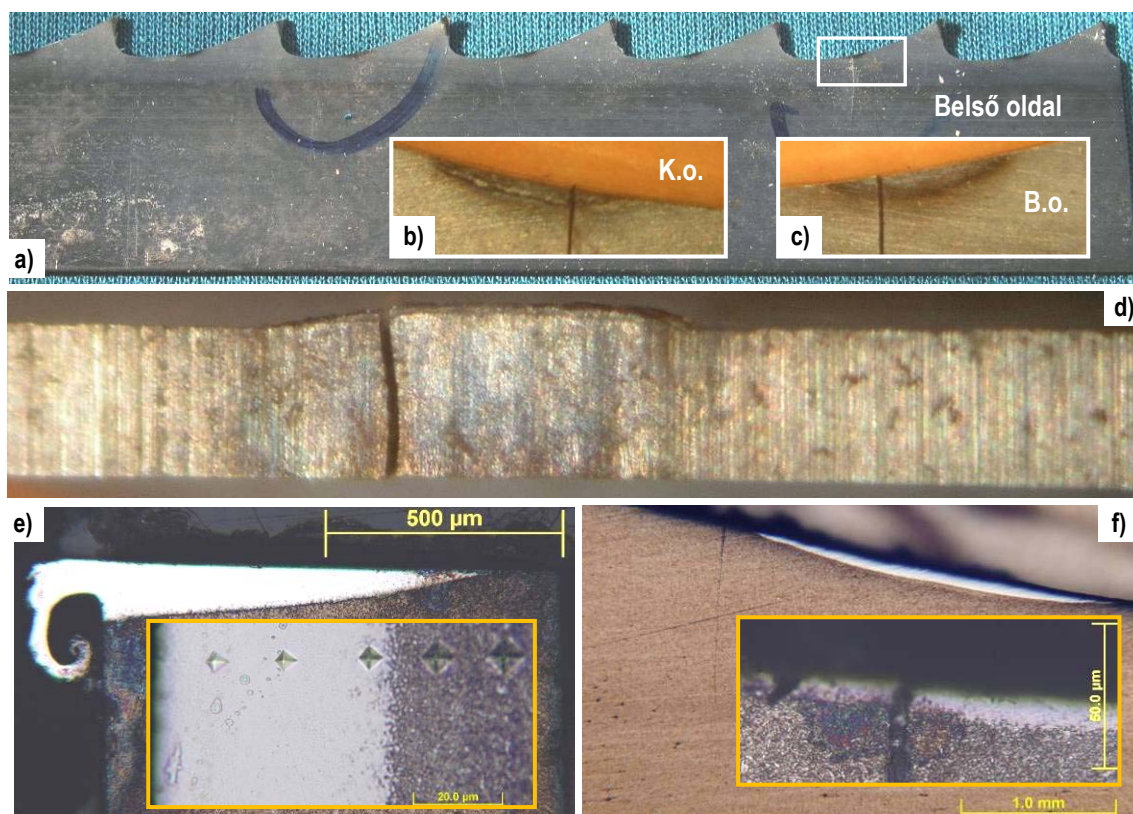


F2-34. ábra – Az ÖM-08-LI törési eset szemléltetése

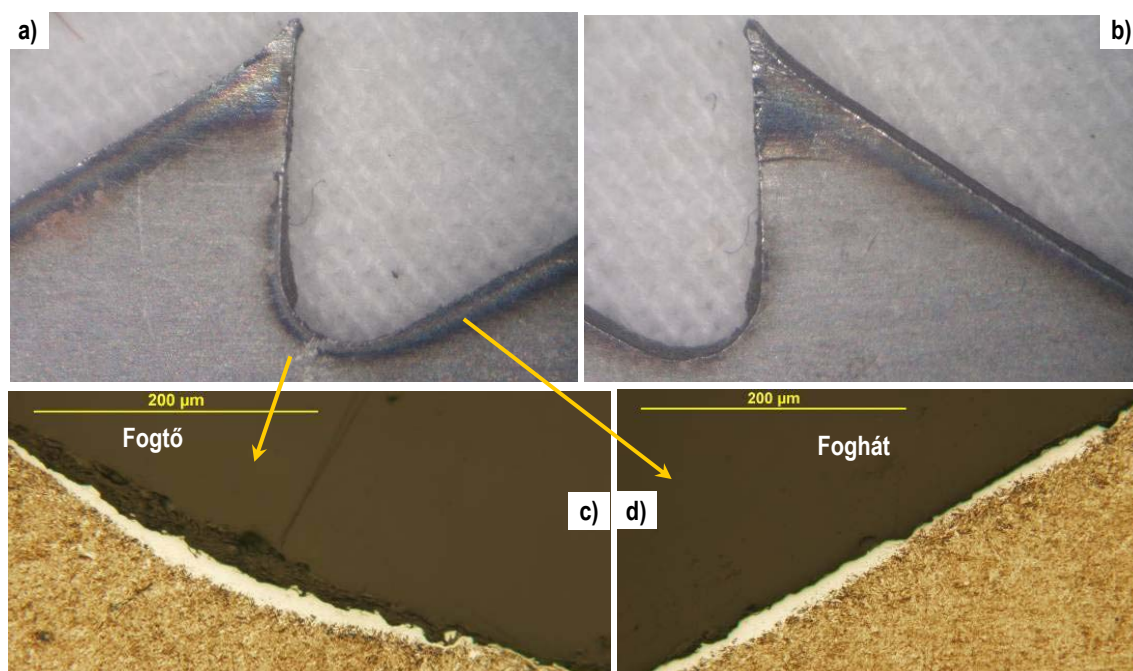


F2-35. ábra – A KÖ-08-ÖL törési eset szemléltetése



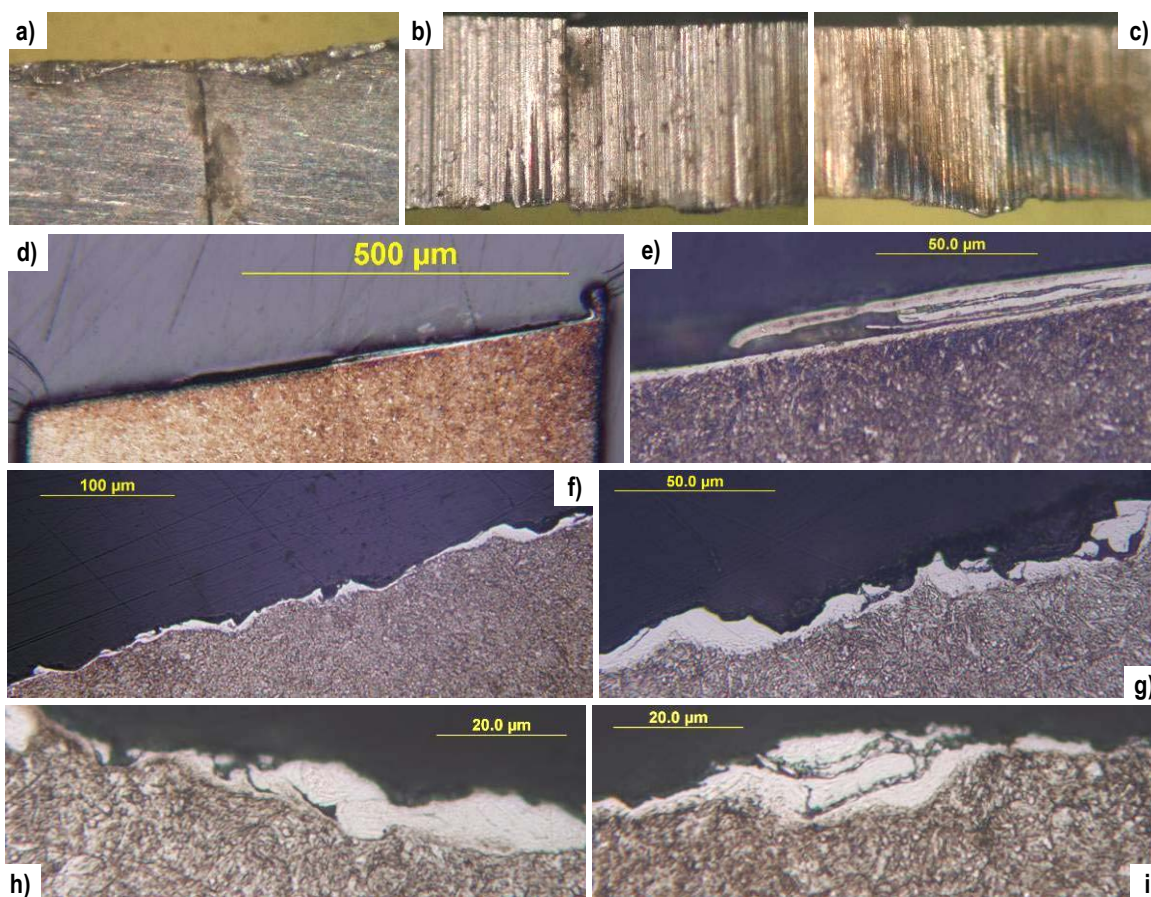


F2-36. ábra – A TŰ-06-YE törési eset szemléltetése; túlhevülési helyek a fogtőben, 140 µm vastagság, 908 HV0,05 keménységű martenzites sáv (az alapanyagé 422 HV0,05)

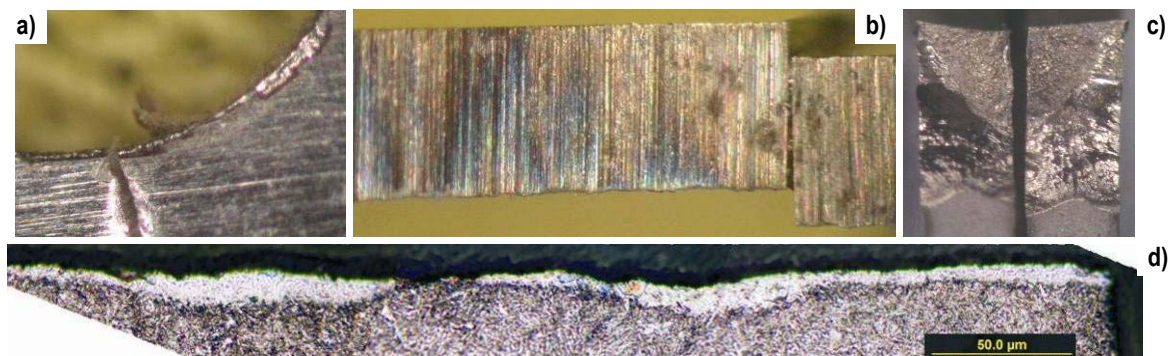


F2-37. ábra – A DO-07-RI törési eset szemléltetése; a maximális keménység: 824 HV0,05

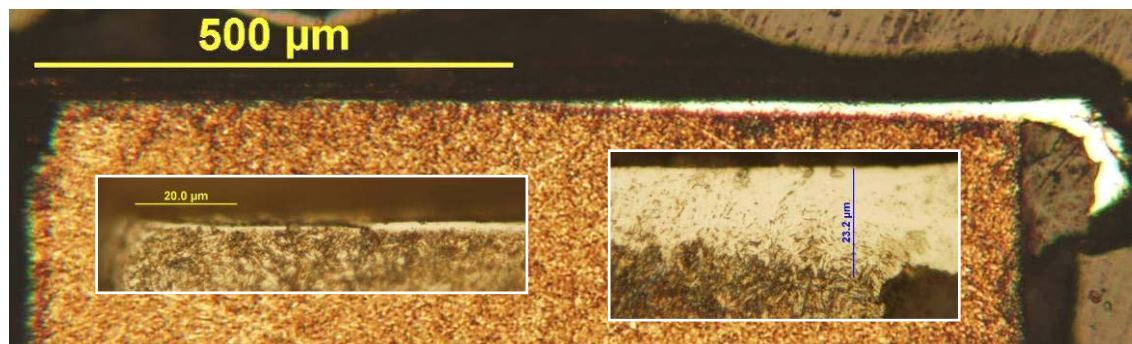




F2-38. ábra – A BU-08-ÁS törési eset szemléltetése; a töretfelületre merőleges (d, e) és az oldallappal párhuzamos sík (f–i) szövetszerkezete

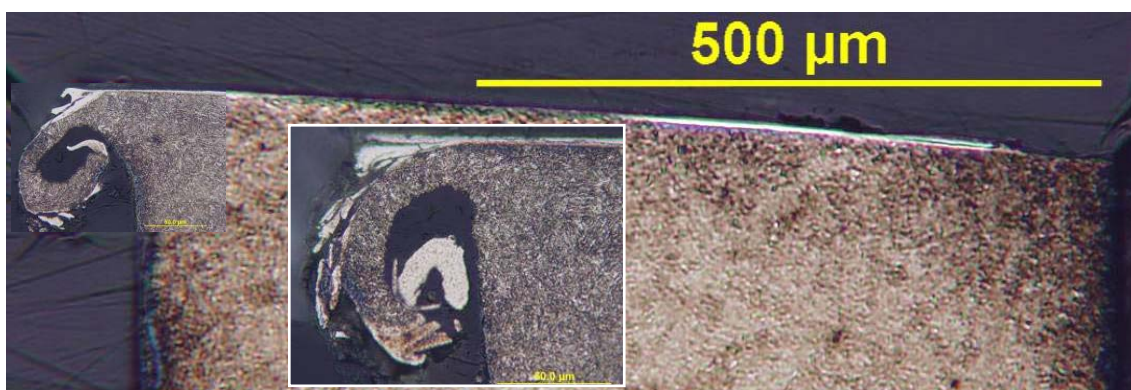


F2-39. ábra – A DA-08-ZT törési eset szemléltetése; a repedés melletti fűrészlapszakasz szövetszerkezeti képei, a fűrészlap lapjával párhuzamos síkban („lapjával” készült csiszolat)

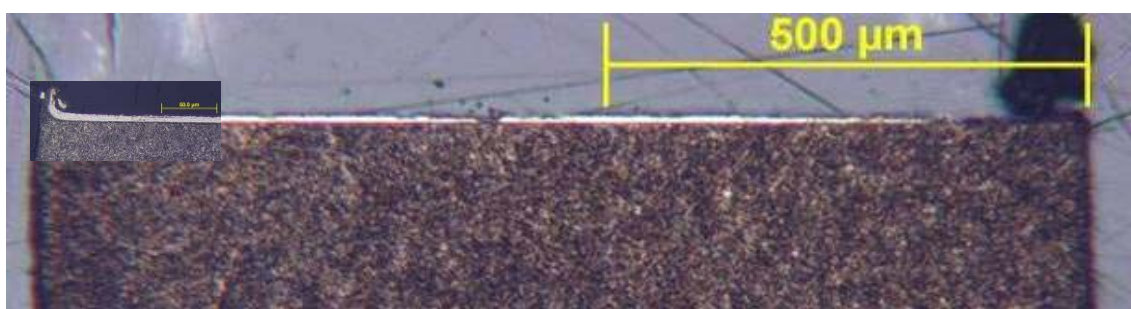


F2-40. ábra – A HO-05-TE törési eset szemléltetése

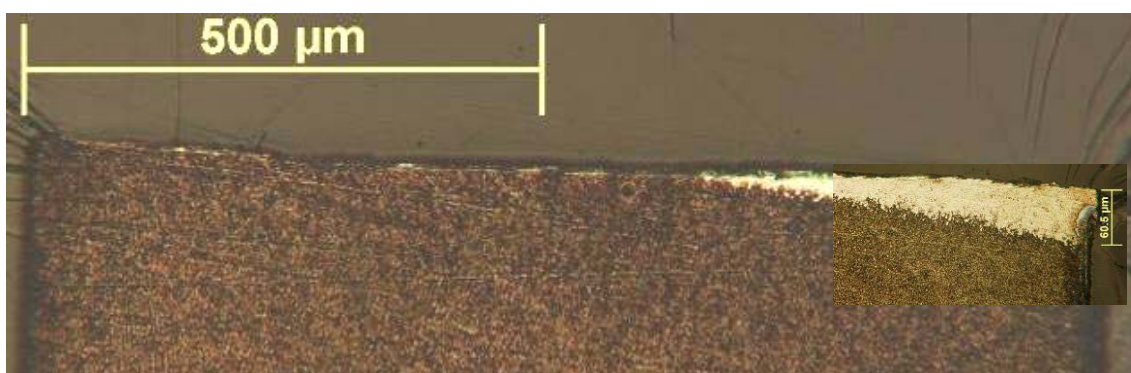




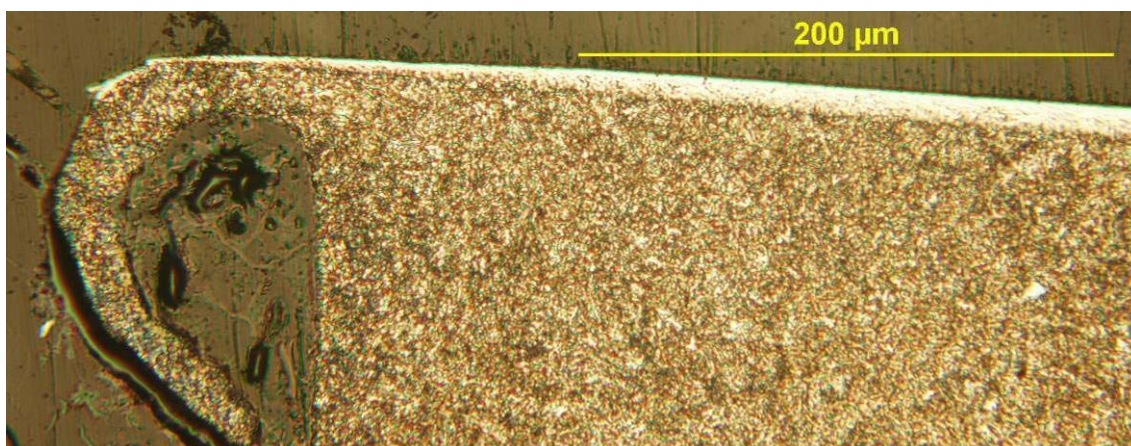
F2-41. ábra – A KA-05-KÓ törési eset szemléltetése; a betétkép egy 2. csiszolati síkról készült



F2-42. ábra – A 25-06-11 törési eset szemléltetése



F2-43. ábra – A ME-207-ST törési eset szemléltetése;  
a keménység a martenzites rétegben 914 HV0,2, az alapanyagban 424 HV0,2

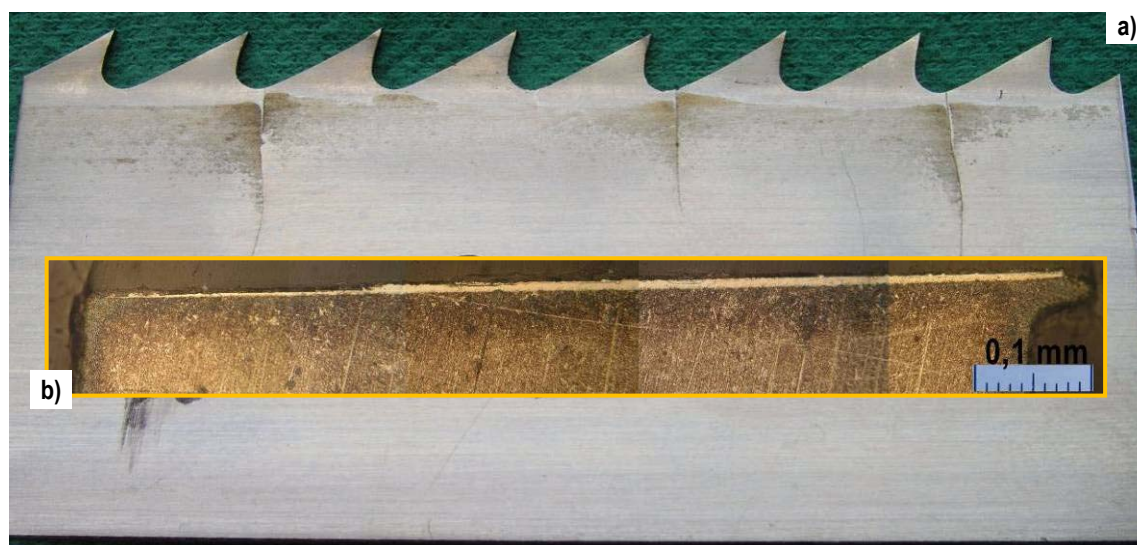


F2-44. ábra – A GE-05-LY törési eset szemléltetése





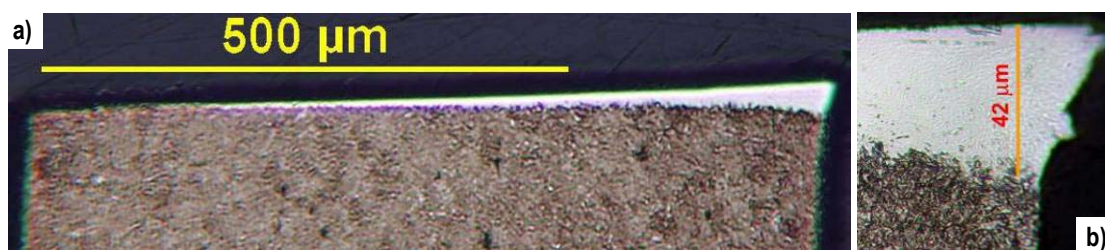
F2-45. ábra – A GÉ-04-GÉ törési eset szemléltetése



F2-46. ábra – A NE-05-AL törési eset szemléltetése

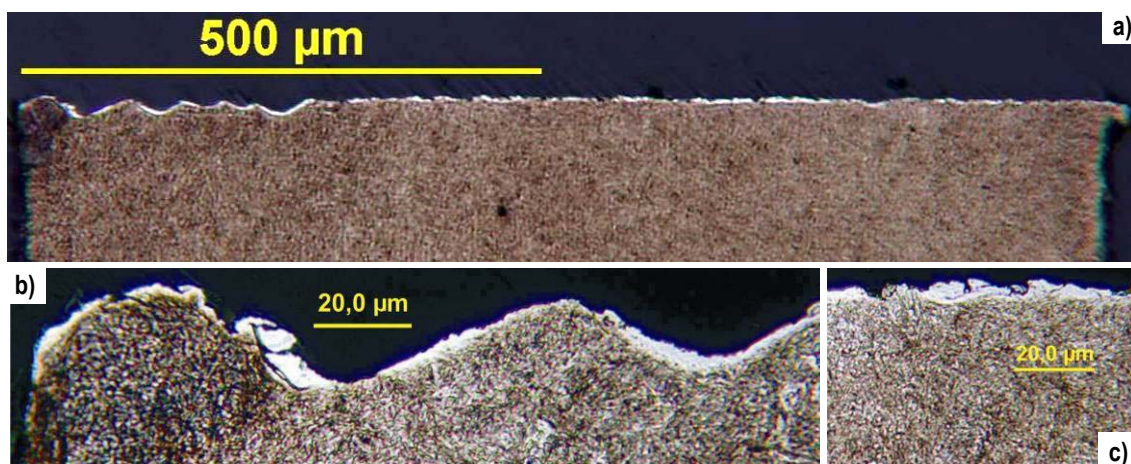


F2-47. ábra – Az FH-05-EX törési eset szemléltetése

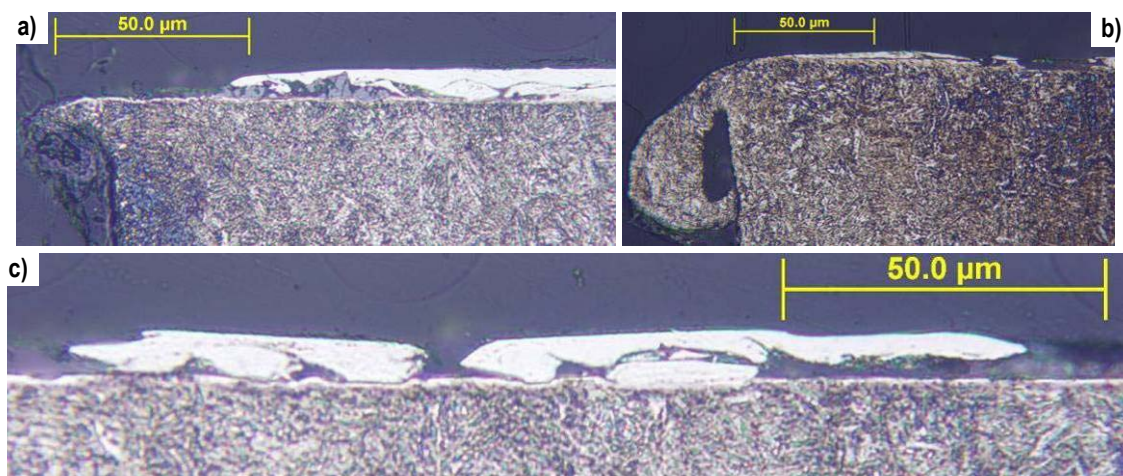


F2-48. ábra – Az ER-05-LY törési eset szemléltetése

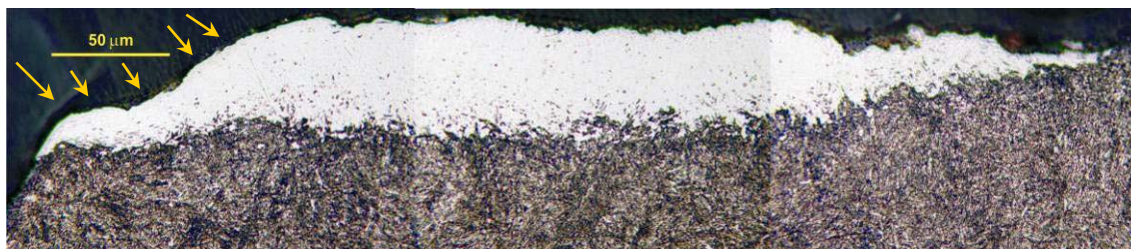




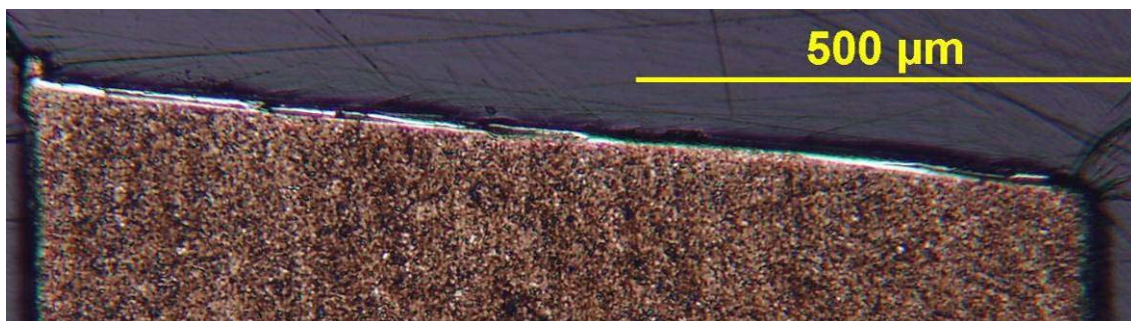
F2-49. ábra – A FO-05-FA törési eset szemléltetése



F2-50. ábra – Az ÖK-05-AL törési eset szemléltetése; a martenzit keménysége 874 HV0,1

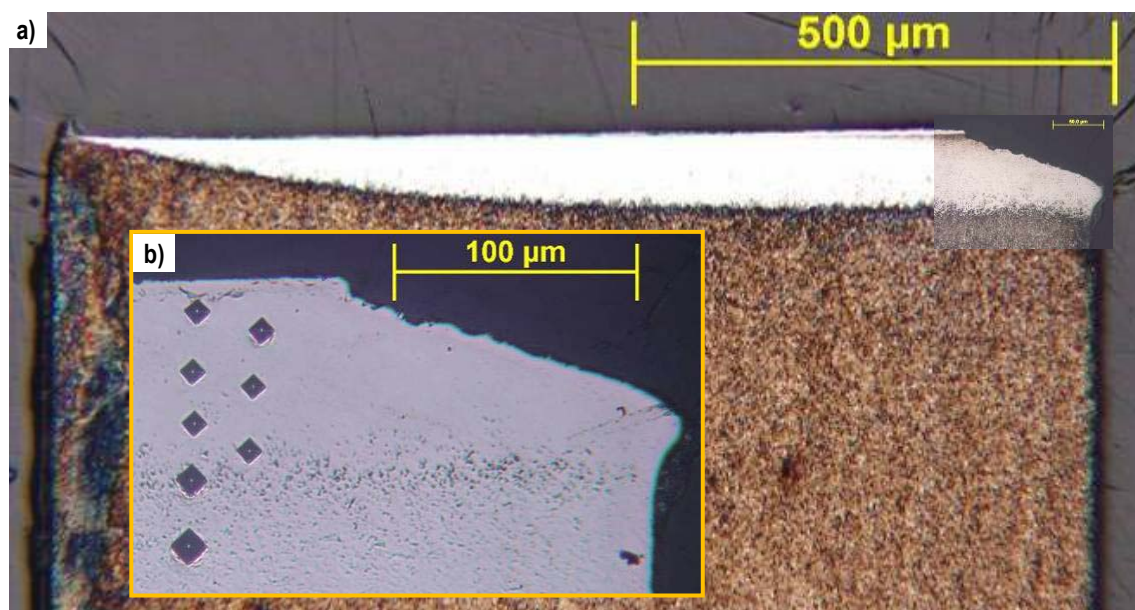


F2-51. ábra – Az AS-09-ÓD törési esetben a fogszalag és a laptest találkozásánál nem maradt meg az élezési sorja, de hanem a nyíllal jelölt zónában letörött / élezés után eltávolították

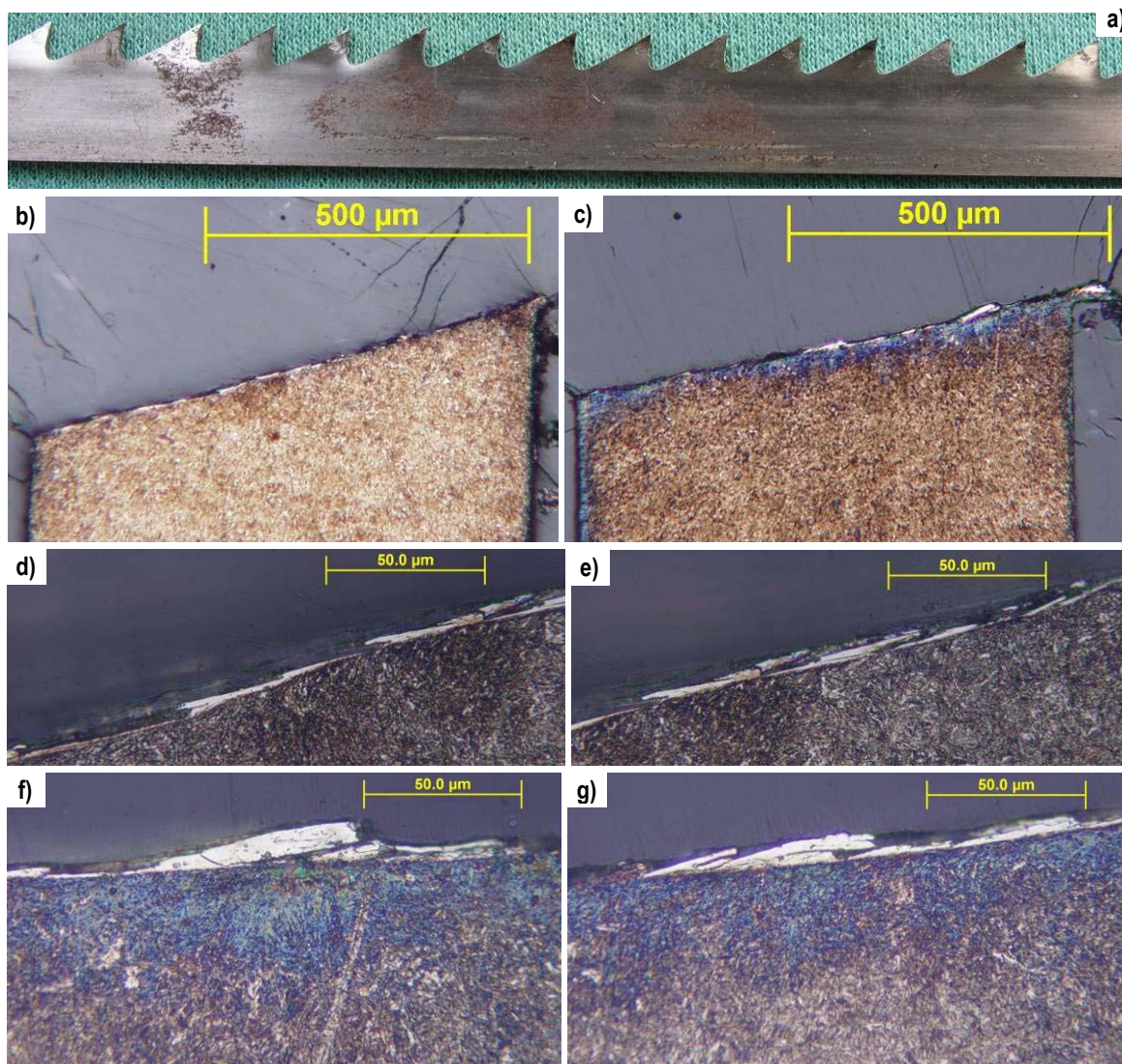


F2-52. ábra – A TO-00-DI törési eset szemléltetése; a fogszalag ferdesége 5,7°



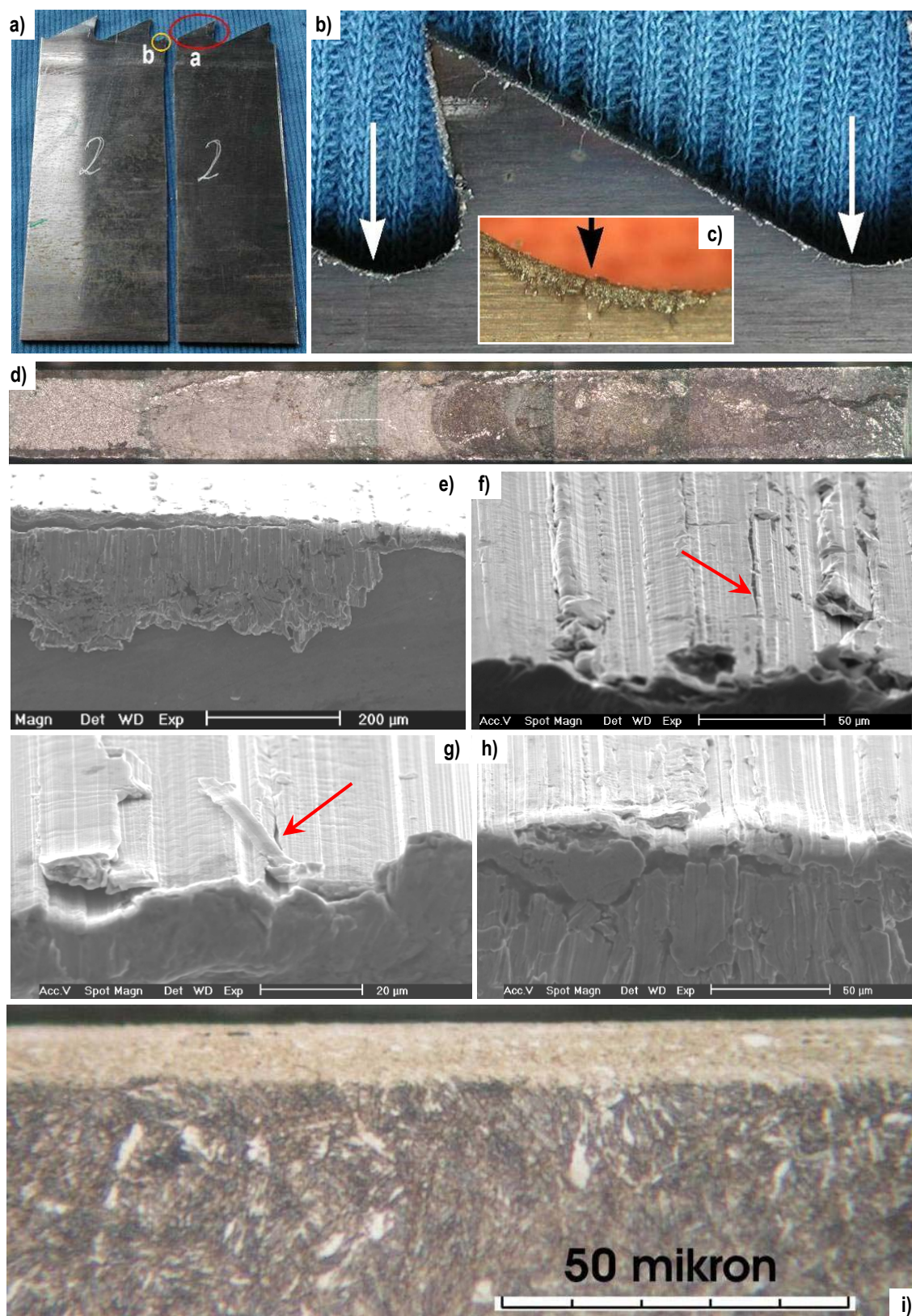


F2-53. ábra – A FO-06-FA törési eset szemléltetése; a martenzites réteg keménysége 825 HV0,05, az alapanyagé 414 HV0,05



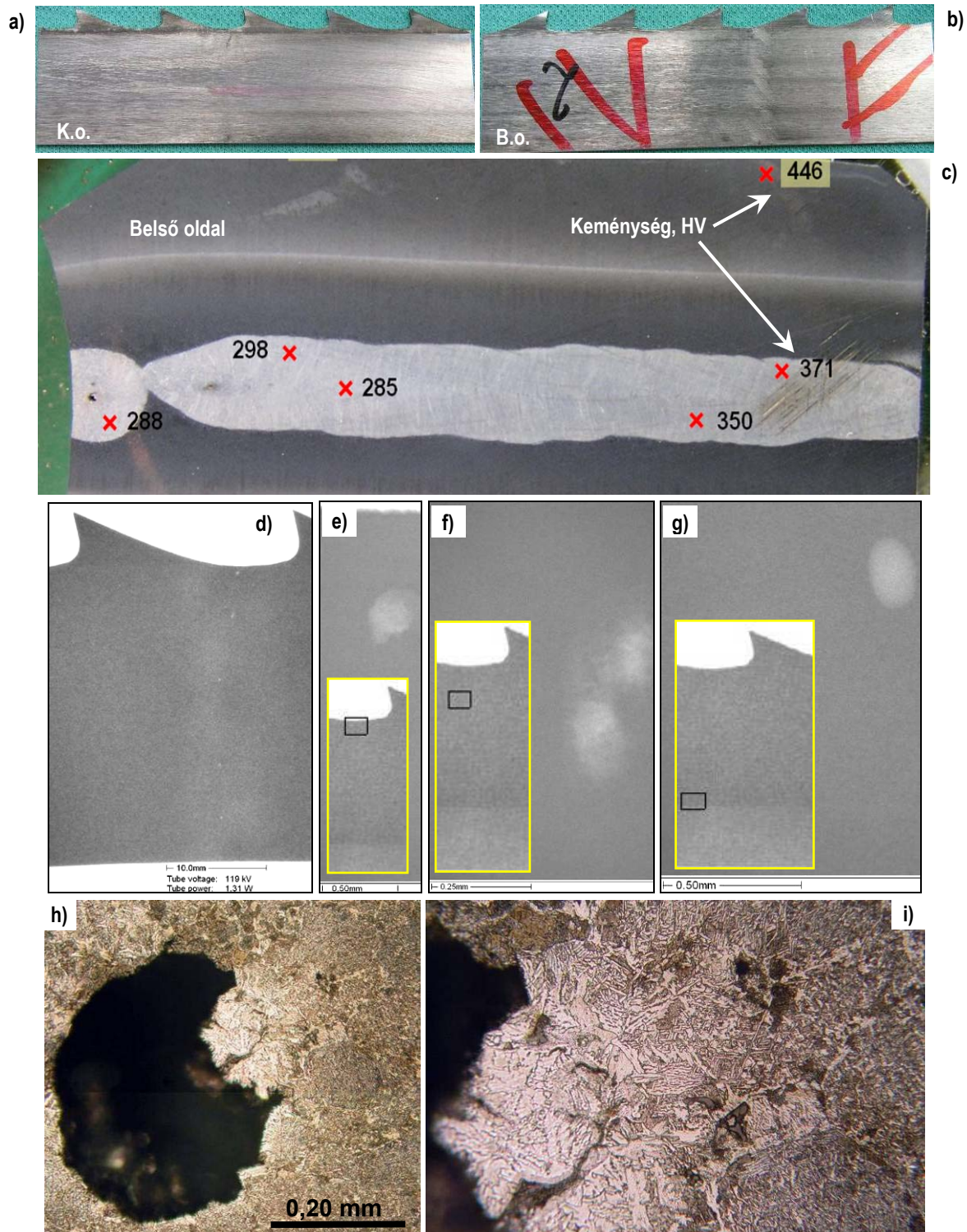
F2-54. ábra – A GY-06-CK törési eset szemléltetése; a fogszalag ferdesége 10,3°





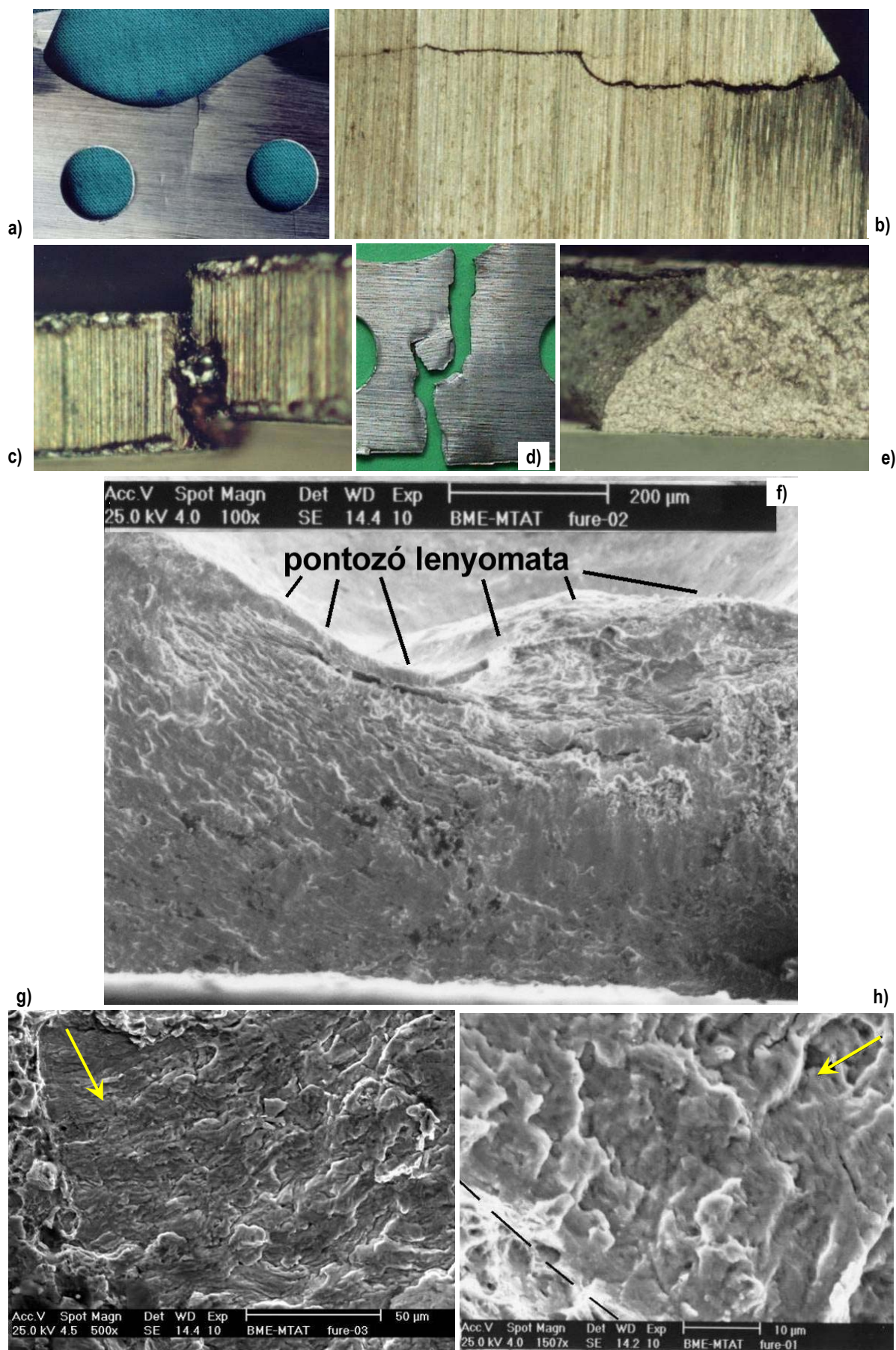
F2-55. ábra – A GA-04-ER törési eset szemléltetése; a nyilak mikrorepedési helyekre mutatnak





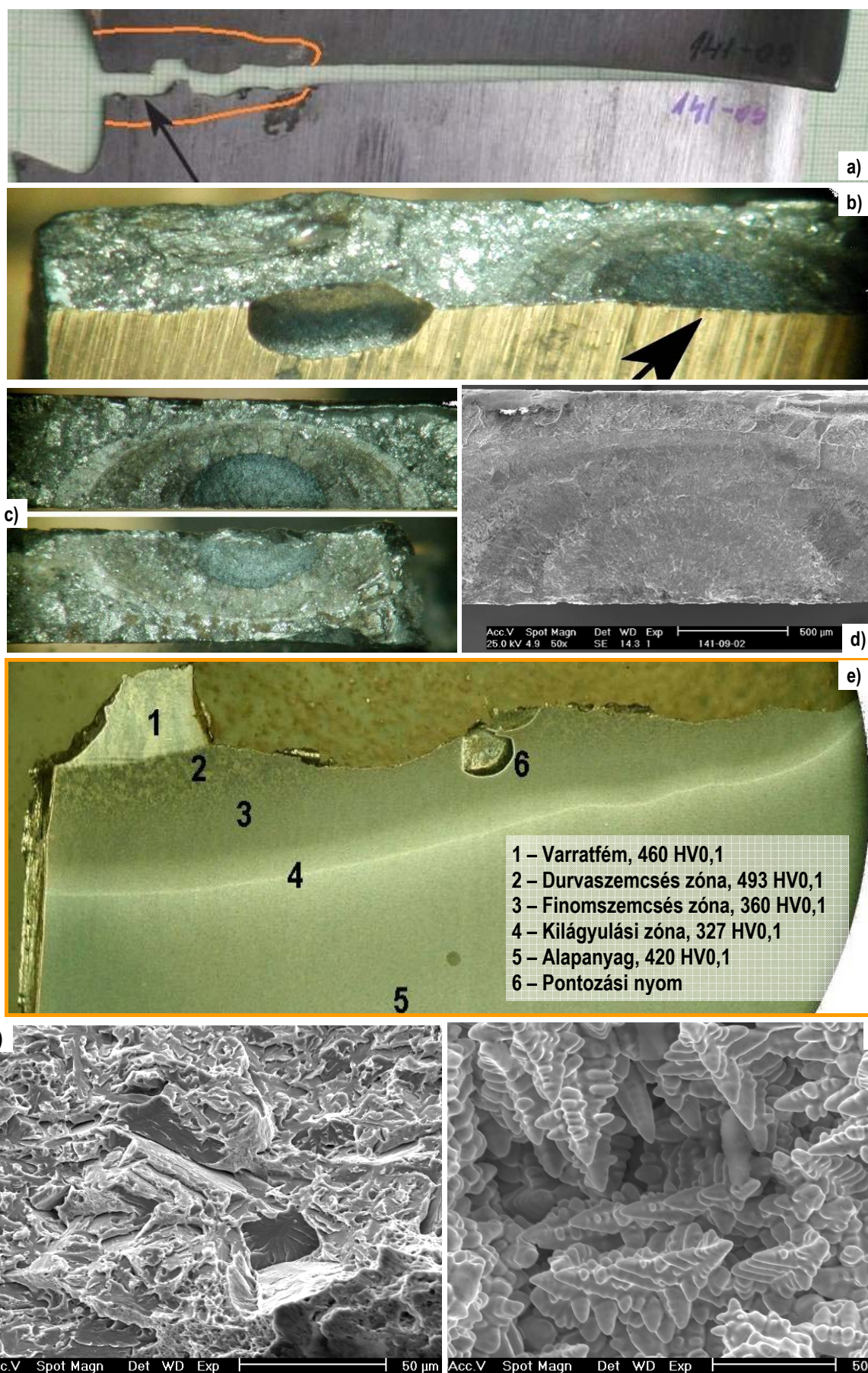
**F2-56. ábra –** A LA-05-08 törési eset szemléltetése; a d)–g) képek röntgenmikroszkóppal készültek, és azoknak a feketével bekeretezett zónáknak mutatják a nagynagyítású képét, amelyek a képekben elhelyezett, sárgával keretezett, kicsinyítésű képeken vannak jelölve. A röntgenmikroszkópi képeken a világos foltok mikroüregek, pórusok; egy ilyennek a metszeti képe és a környezetének a szövetszerkezete látható a h)–i) ábrán





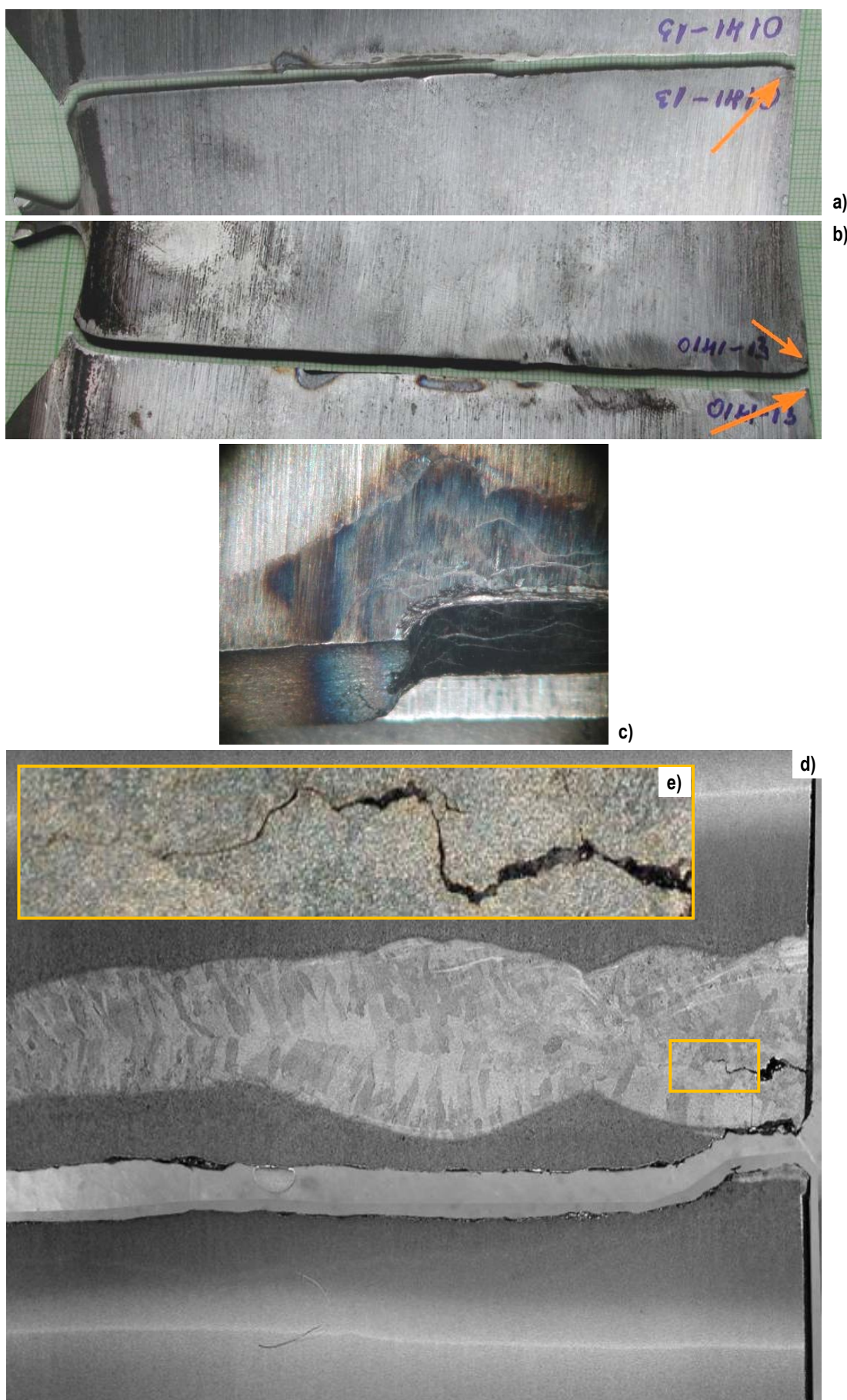
F2-57. ábra – A QU-00-US törési eset szemléltetése; a nyilak a fáradásos repedésterjedés irányát jelölik





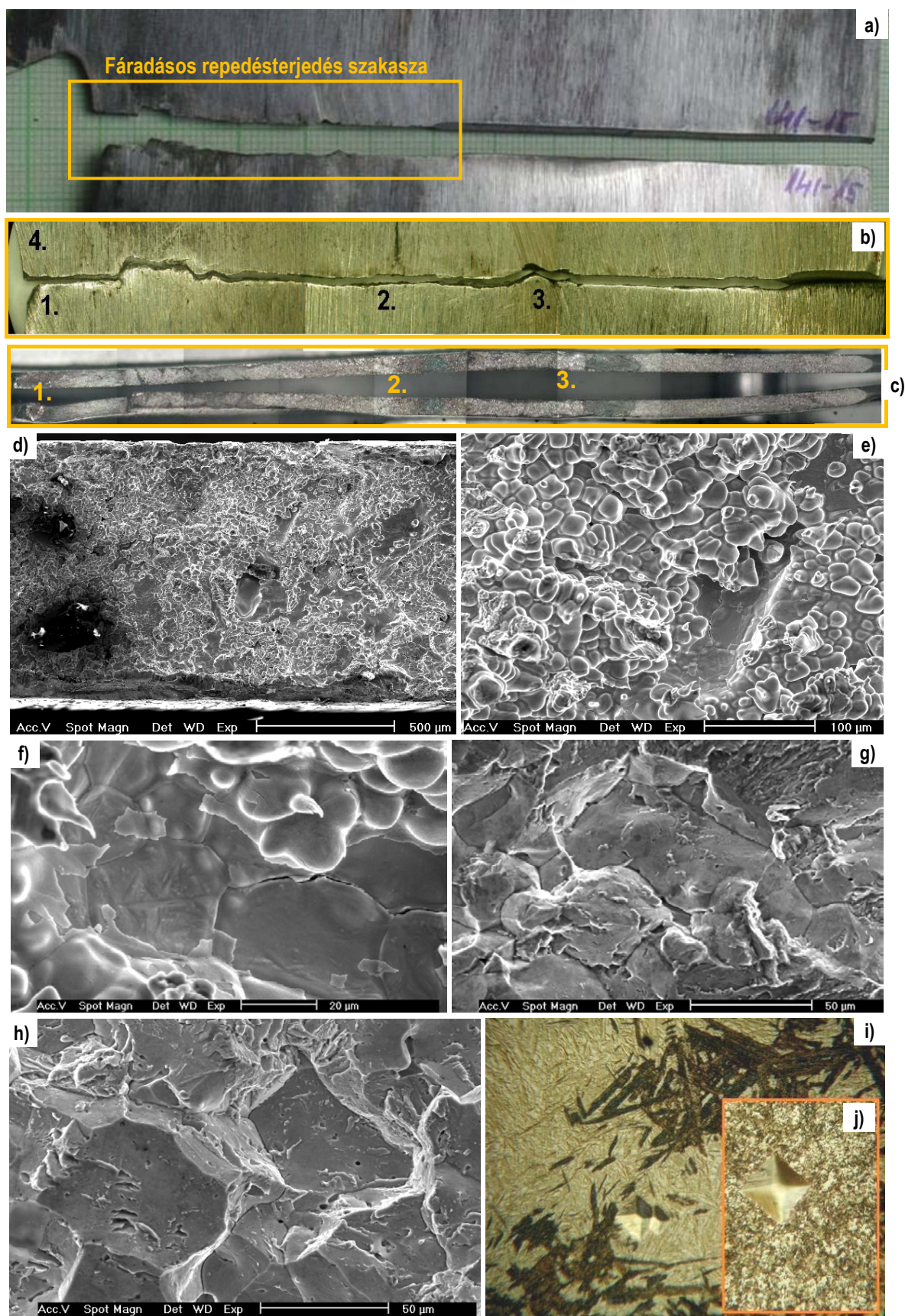
**F2-58. ábra –** A 14-03-09 törési eset szemléltetése. Az a) ábrán bekeretezett zóna részleteit mutatja a b-d) ábra. Az e) ábra a jelölt zóna egy részének lapcsiszolatáról készített szövetkép. A törétképeken rozettás hasadás (f) és mikroüreg (g) látható





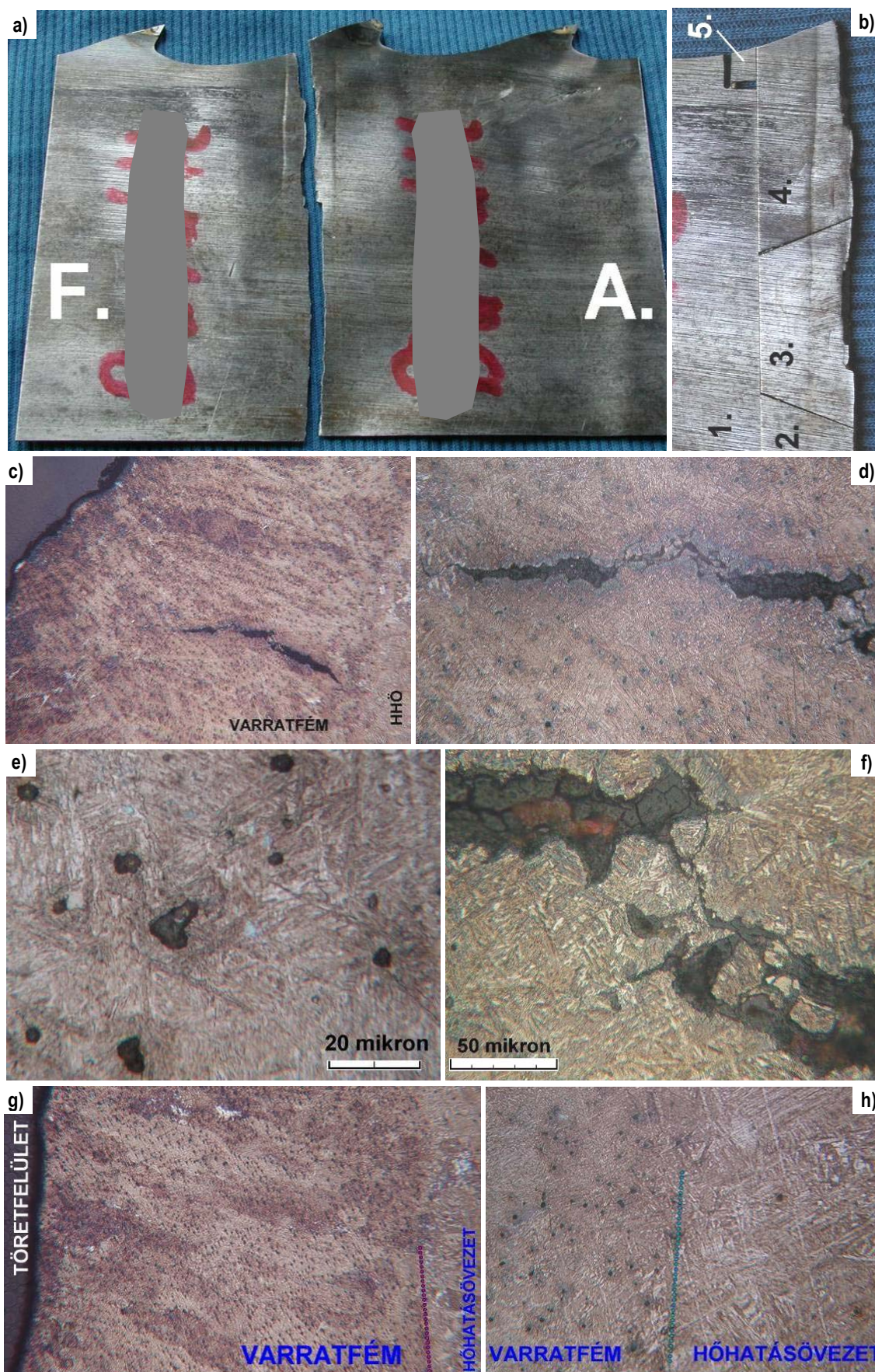
F2-59. ábra – A 01-03-13 törési eset szemléltetése





F2-60. ábra – A 14-03-15 törési eset szemléltetése; a)–j). A b) és a c) ábra sorszámai azonos helyek a laptesten és a töretfelületen

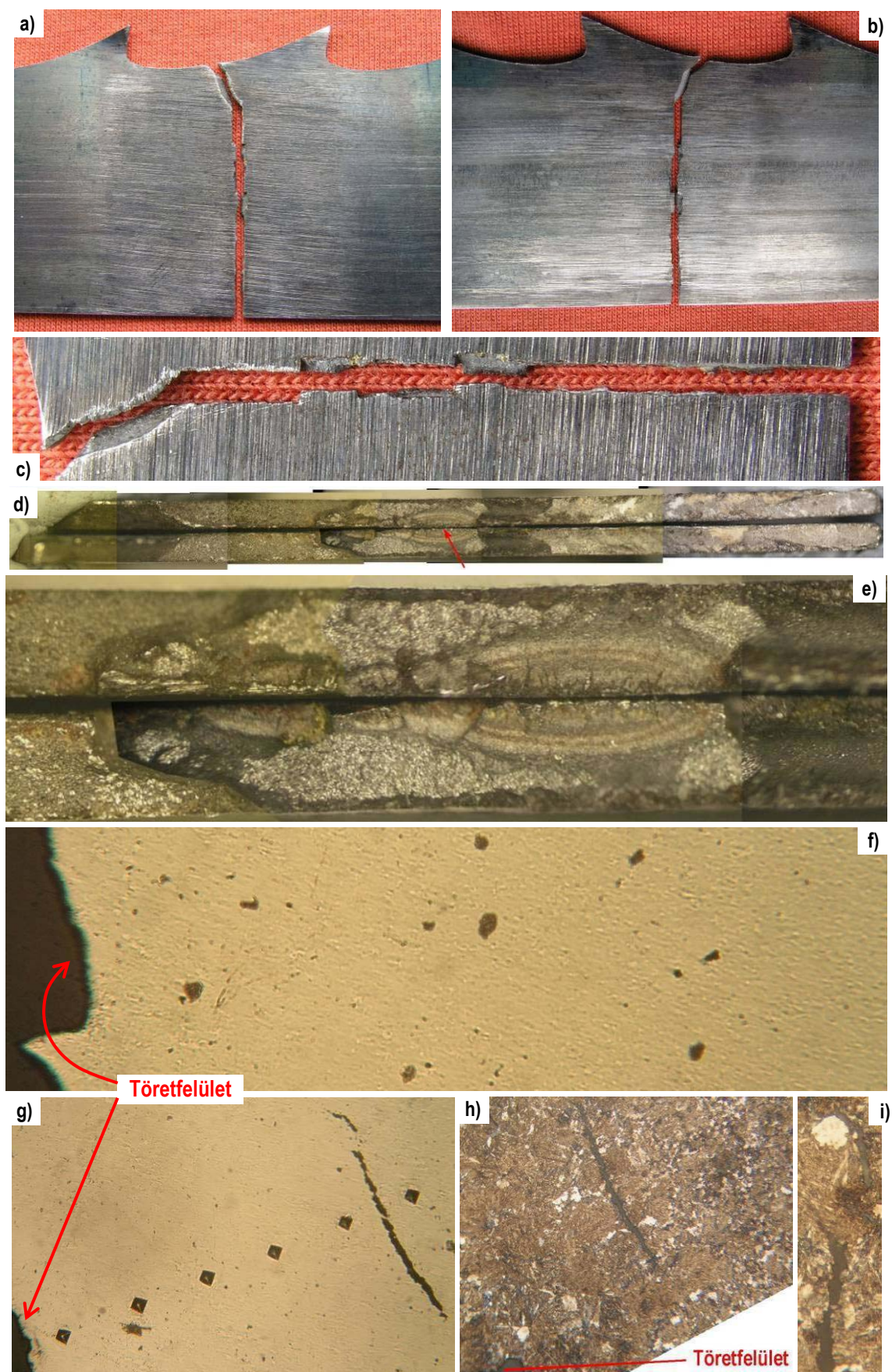




F2-61. ábra – A BU-03-ÁK törési eset szemléltetése;

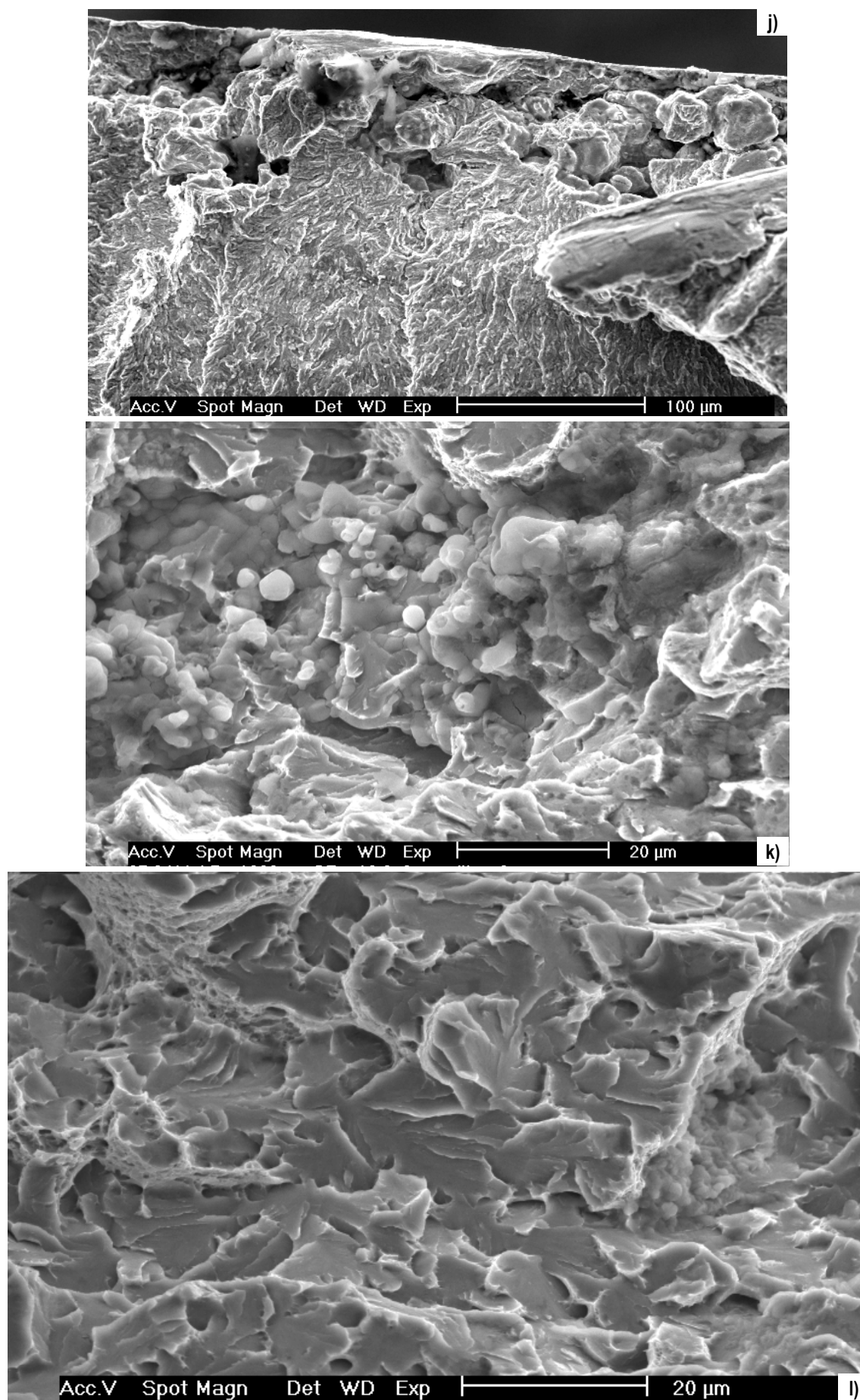
A hegesztett kötés egyes zónáiban mért keménységek: alapanyag 426 HV<sub>0,2</sub>; varratfém 457 HV<sub>0,2</sub>; durvult zóna 490 HV<sub>0,2</sub>; kilágyult zóna 293 HV<sub>0,2</sub>.





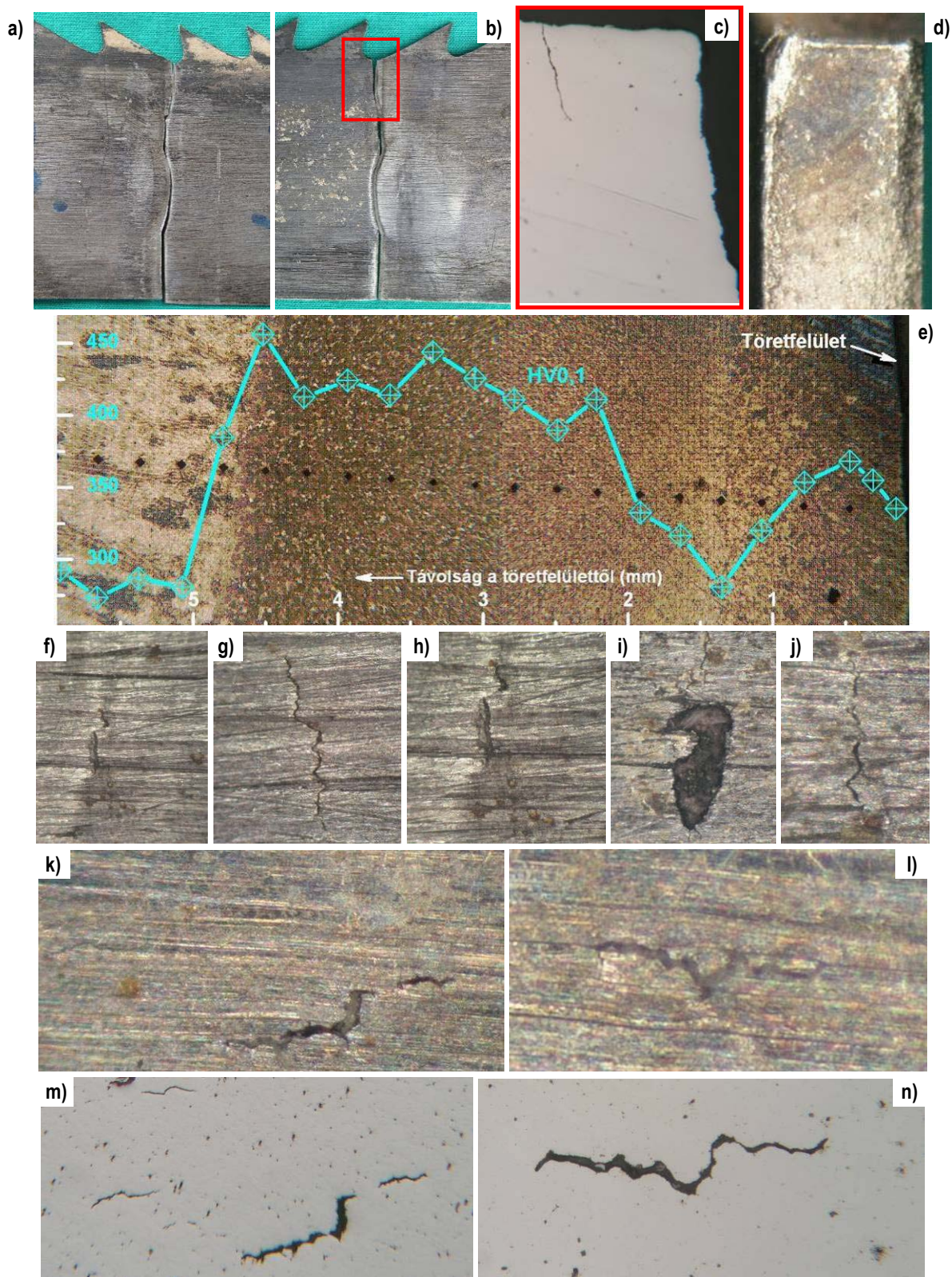
F2-62. ábra – A LI-04-ÁN törési eset szemléltetése; a)–i)  
(a képsorozat az F2-63. ábrán folytatódik)



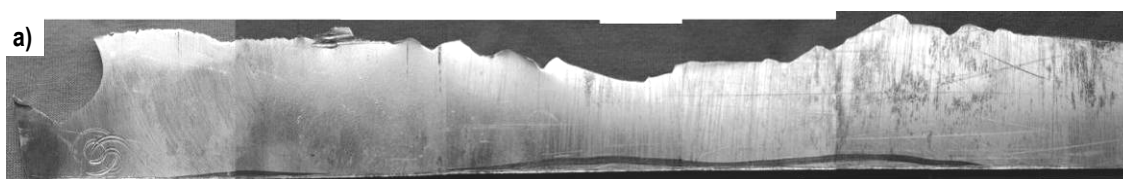


F2-63. ábra – (folytatás az F2-62. ábrához); a LI-04-ÁN törési eset szemléltetése; j)–l)



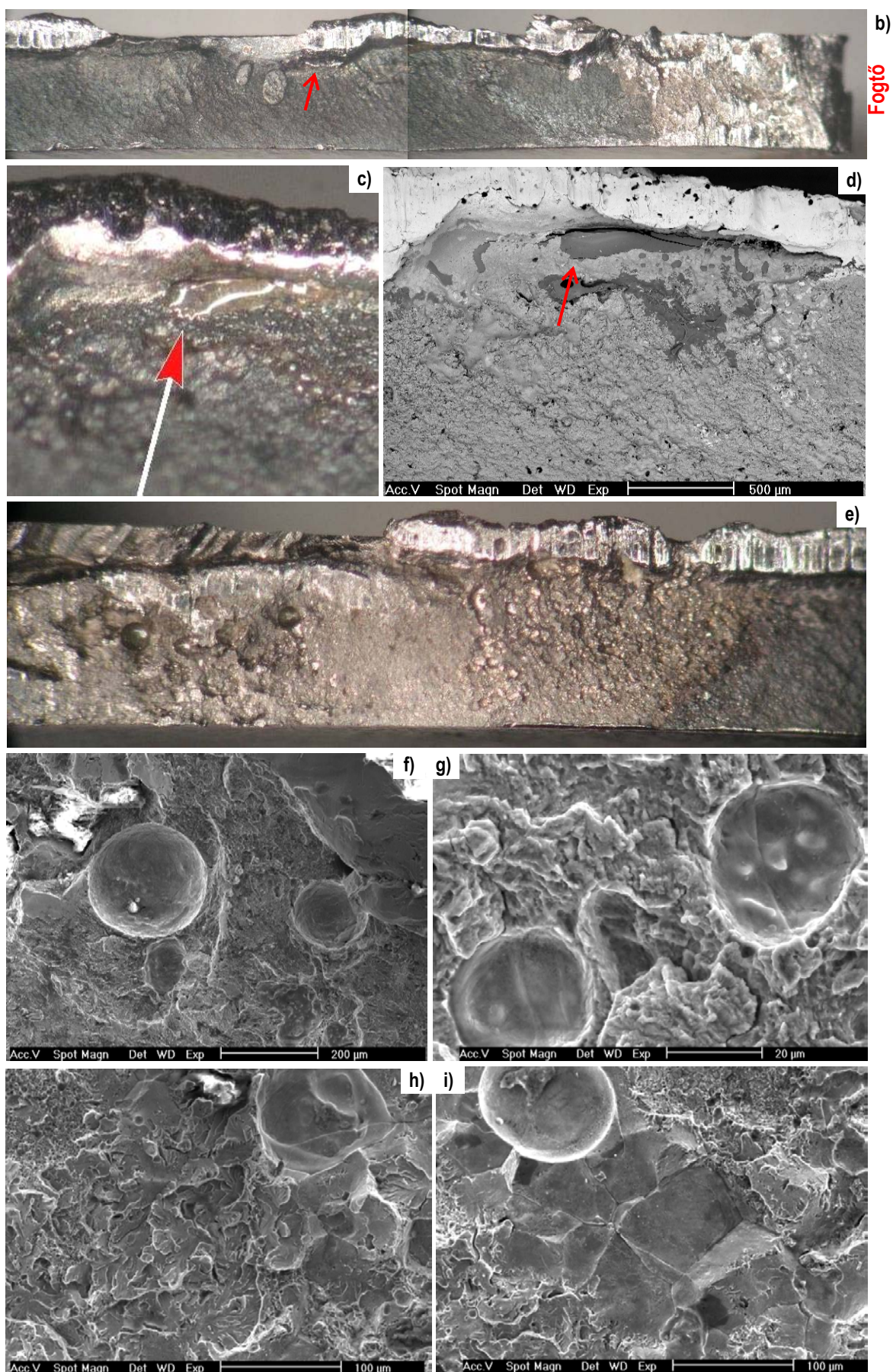


F2-64. ábra – A CO-04-CH3 törési eset szemléltetése; a)–n)



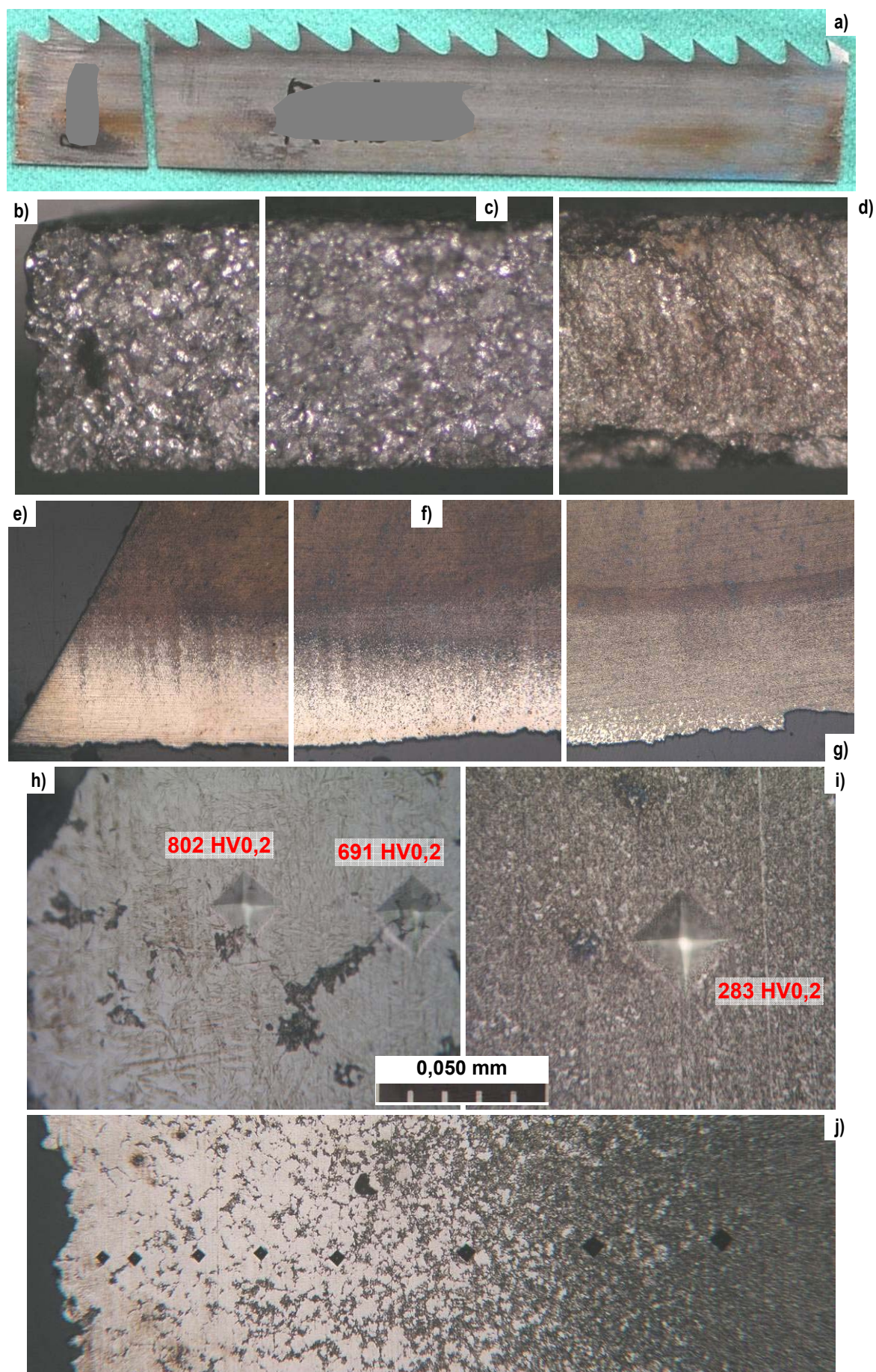
F2-65. ábra – a) A KA-04-AI törési eset szemléltetése (a képsorozat folytatódik az F2-66. ábrán)





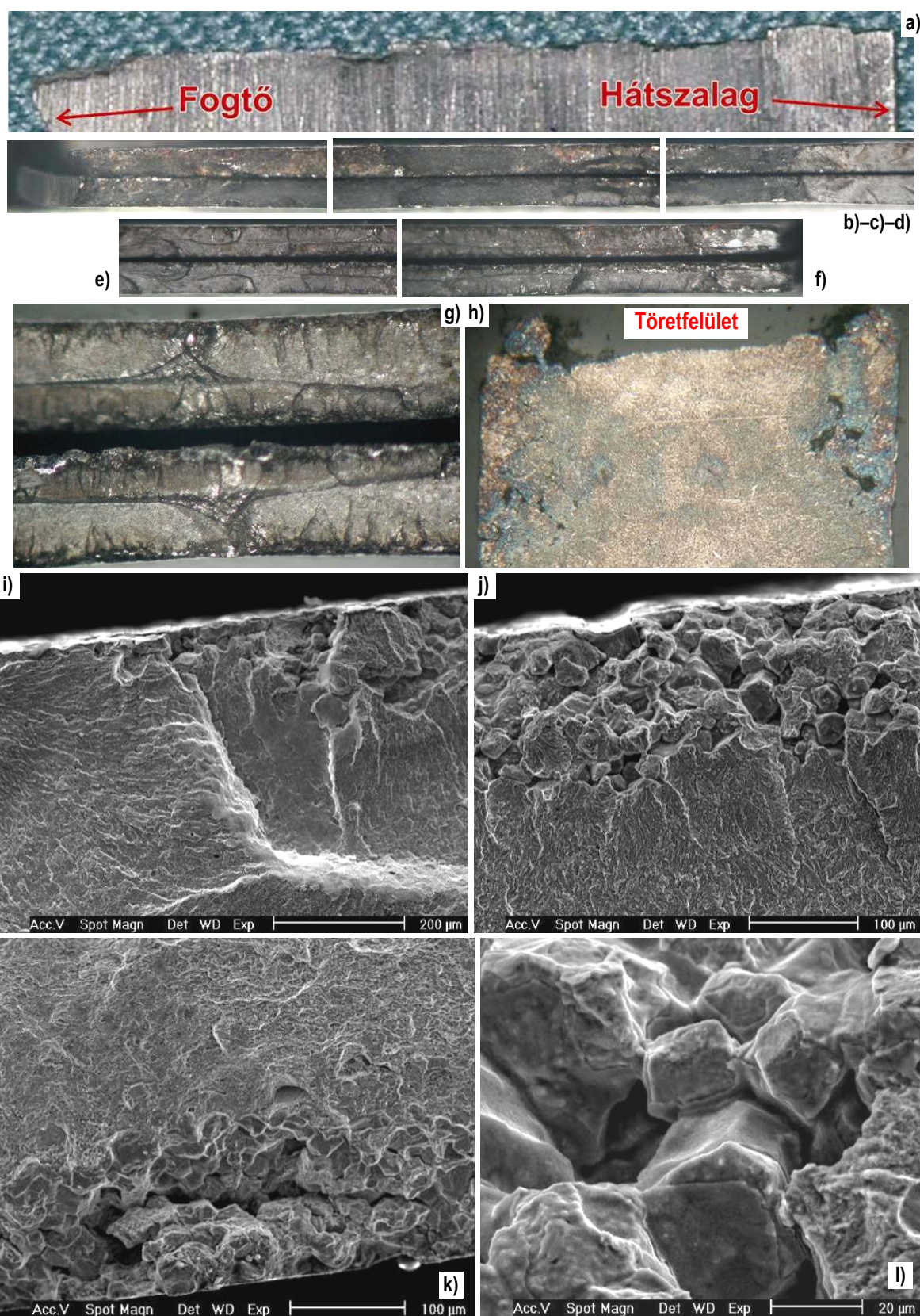
F2-66. ábra – Folytatás az F2-65. ábráról: a KA-04-AI törési eset szemléltetése; b)–i)





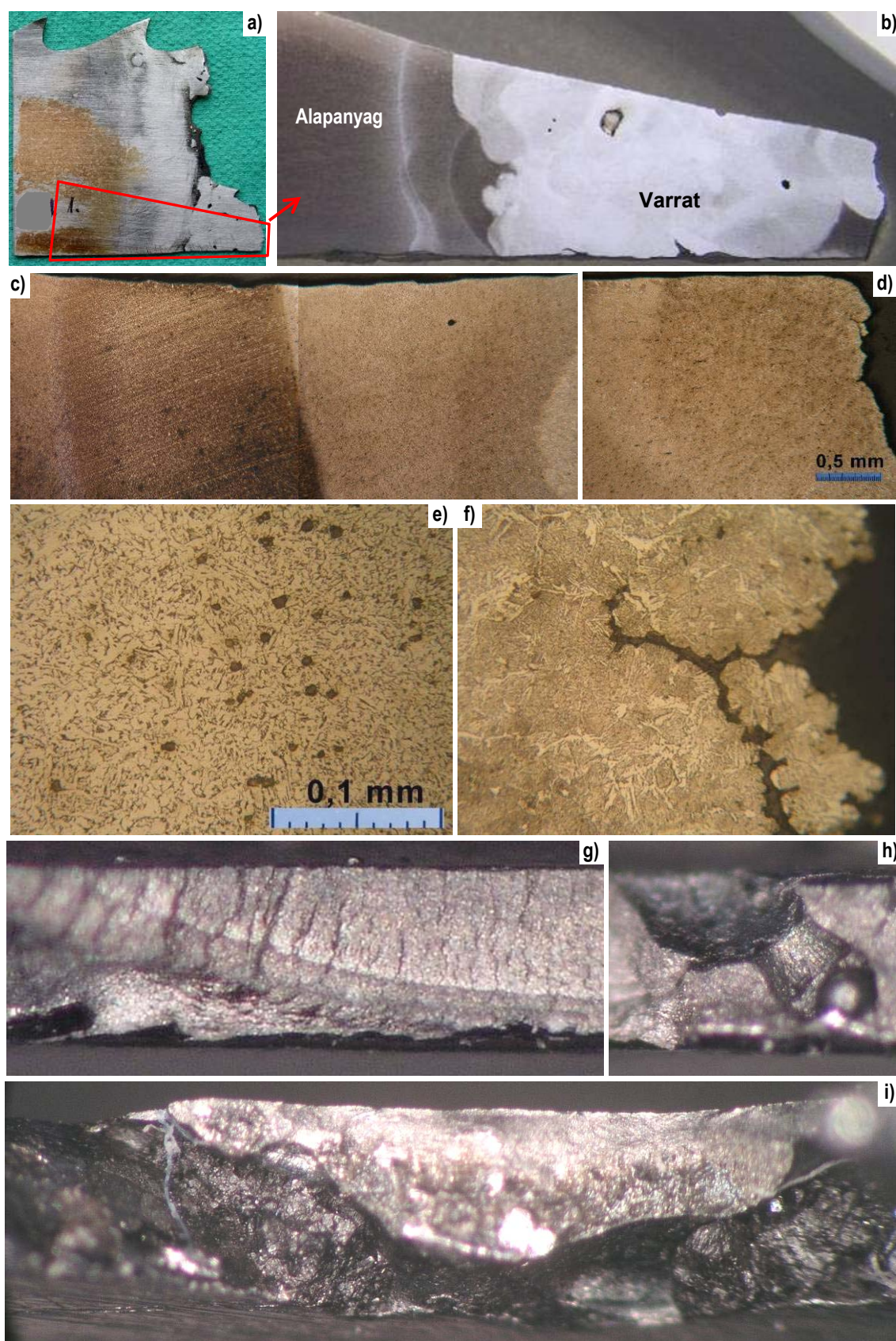
F2-67. ábra – A RU-04-OS törési eset szemléltetése; b)–j)





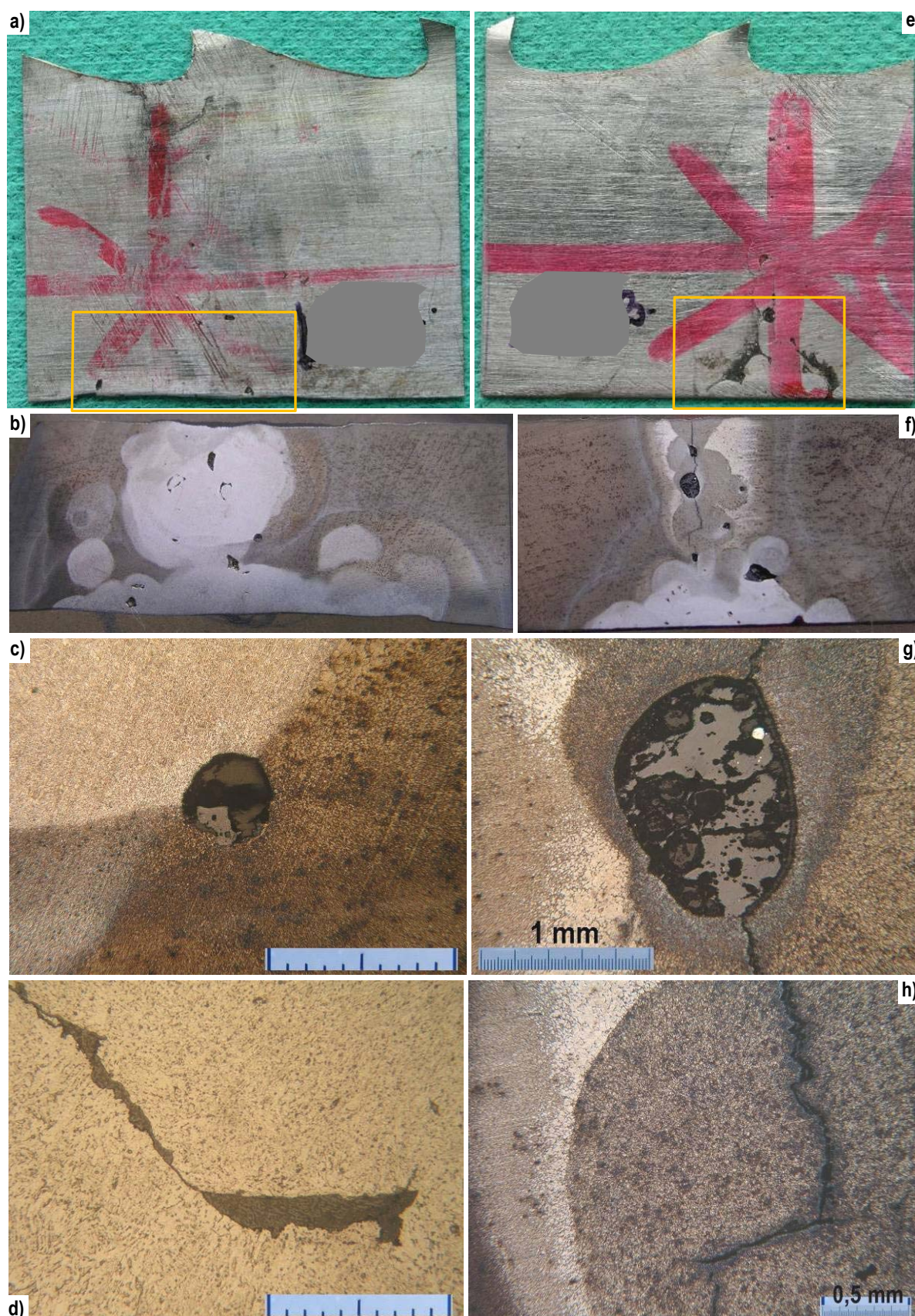
F2-68. ábra – A LA-04-ÁR3 törési eset szemléltetése; a)–l)





F2-69. ábra – A LA-05-D1 törési eset szemléltetése; finom gázporozitás (e), melegrepedés (f, i), tömlő alakú gázpórus (h)

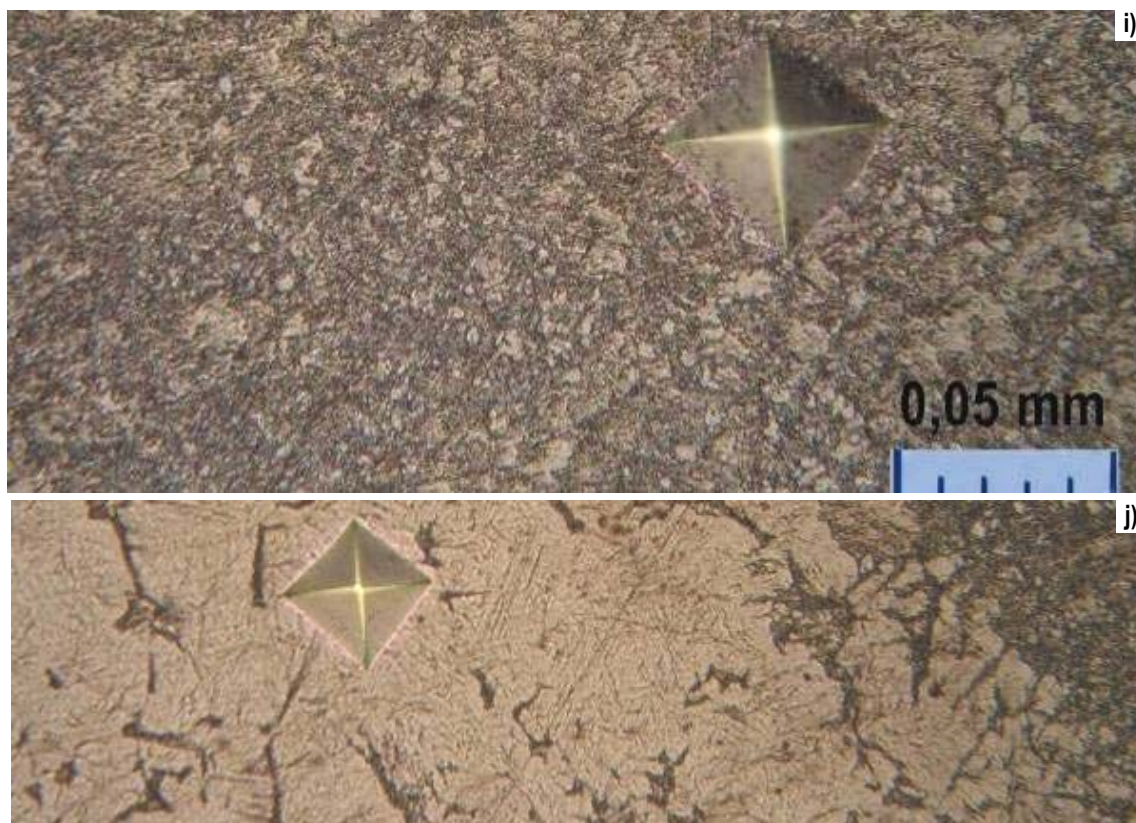




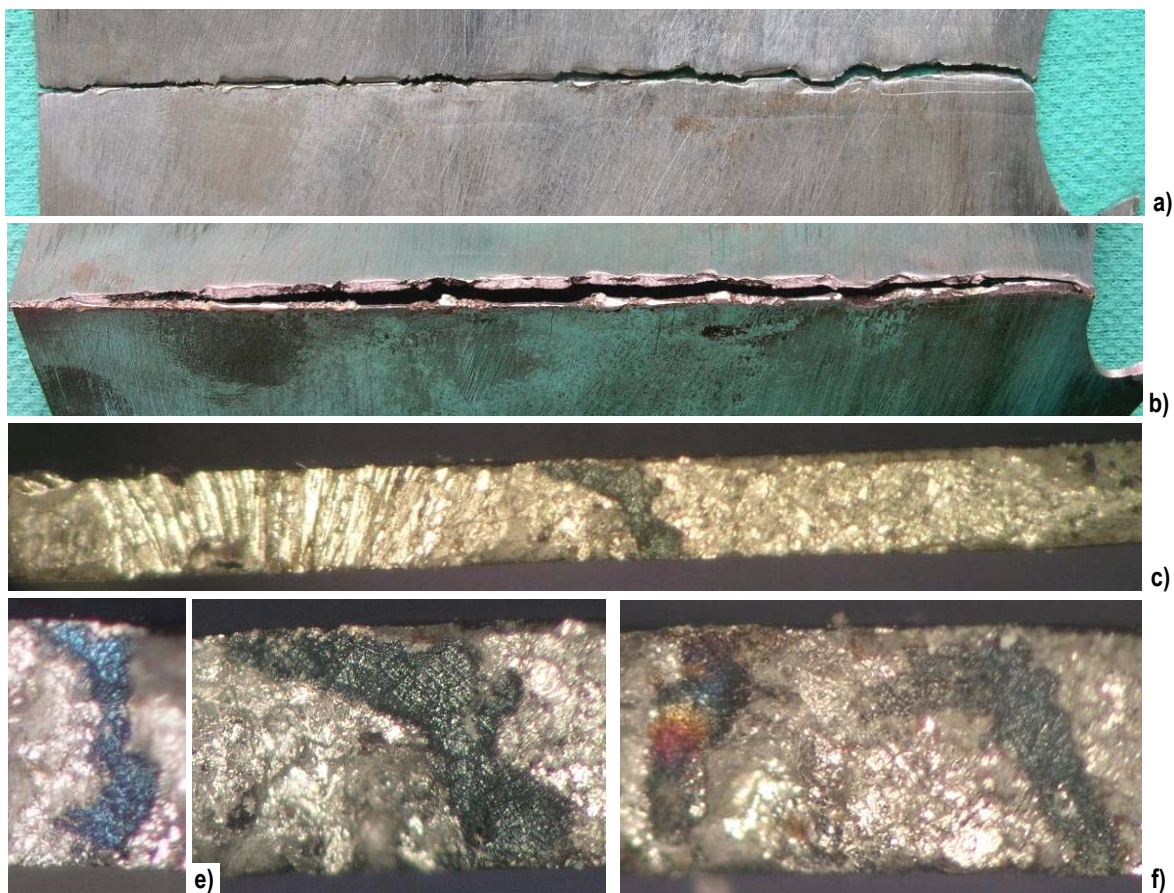
F2-70. ábra – A LA-05-D2 törési eset szemléltetése (a–d).

A LA-05-D3 (e–h) törési eset szemléltetése (a képsorozat folytatódik az F2-71. ábrán)



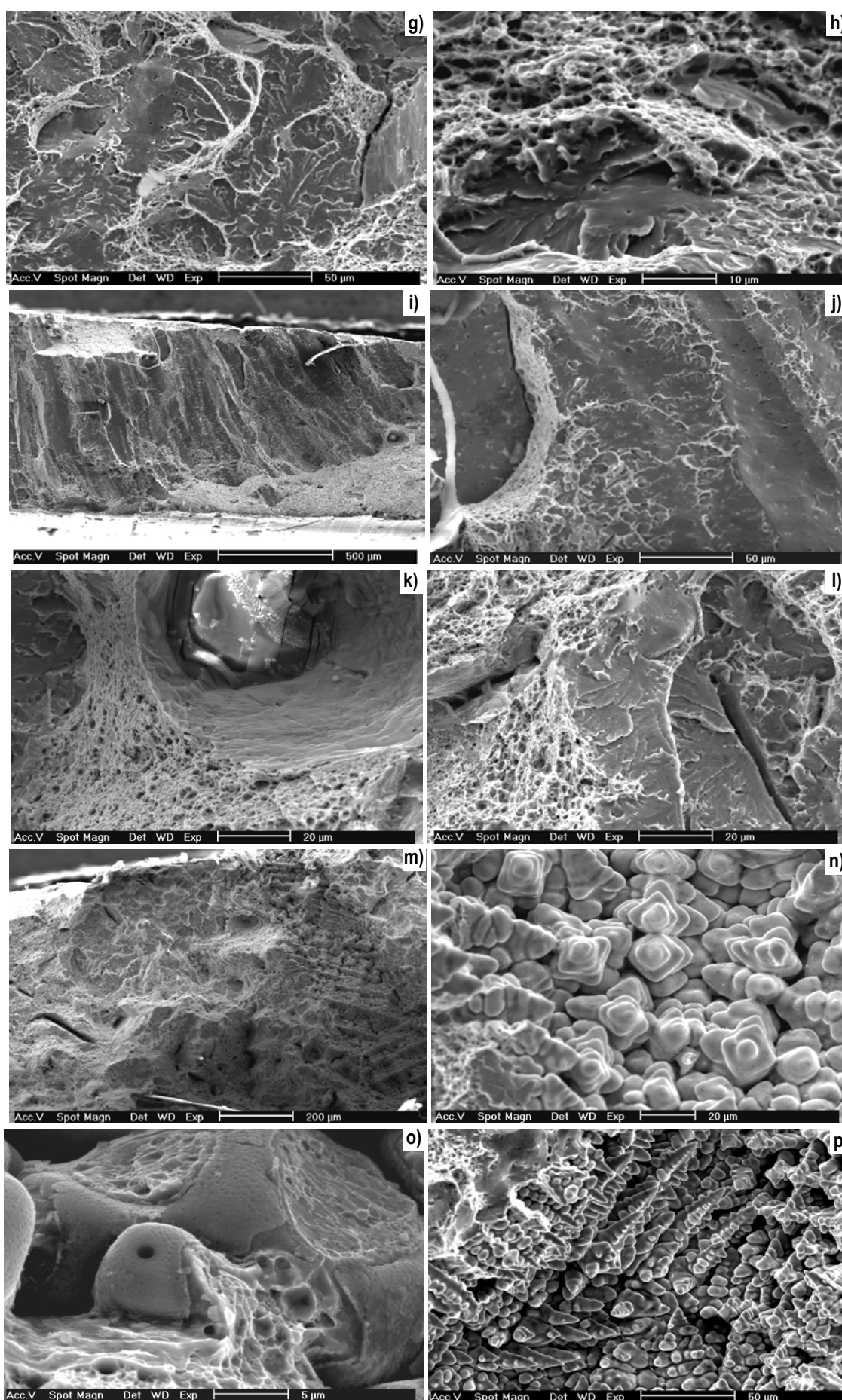


F2-71. ábra – (folytatás az F2-70. ábráról) a LA-05-D3 törési eset szemléltetéséhez tartozó szövet-szerkezeti képek; a varratfém (i) keménysége 340 HV<sub>0,5</sub>, a hőhatásövezeti martenzites tartományé 778 HV<sub>0,5</sub> (j)



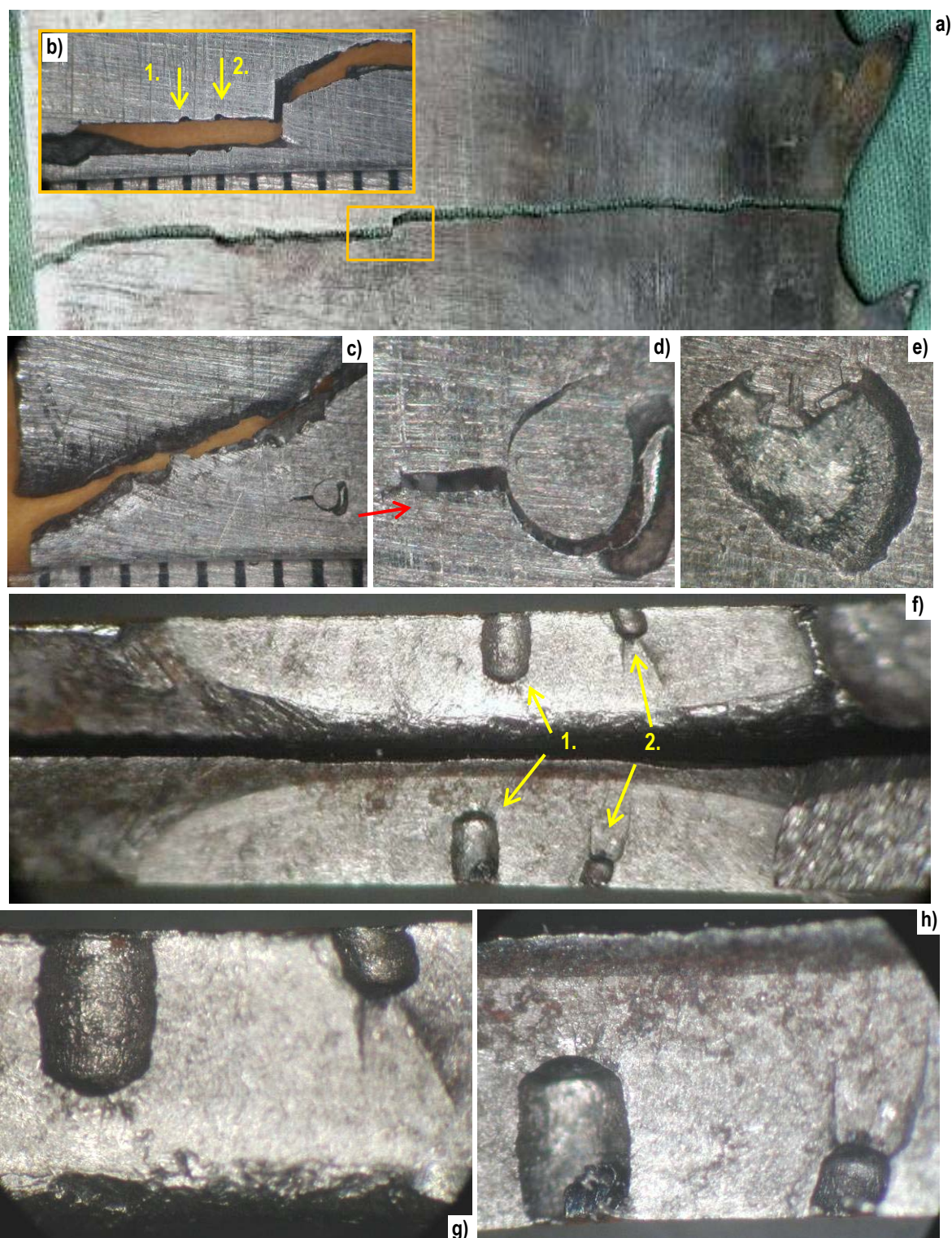
F2-72. ábra – A TÁ-05-ÁG törési eset szemléltetése; a)–f) (folytatás az F2-73. ábrán)





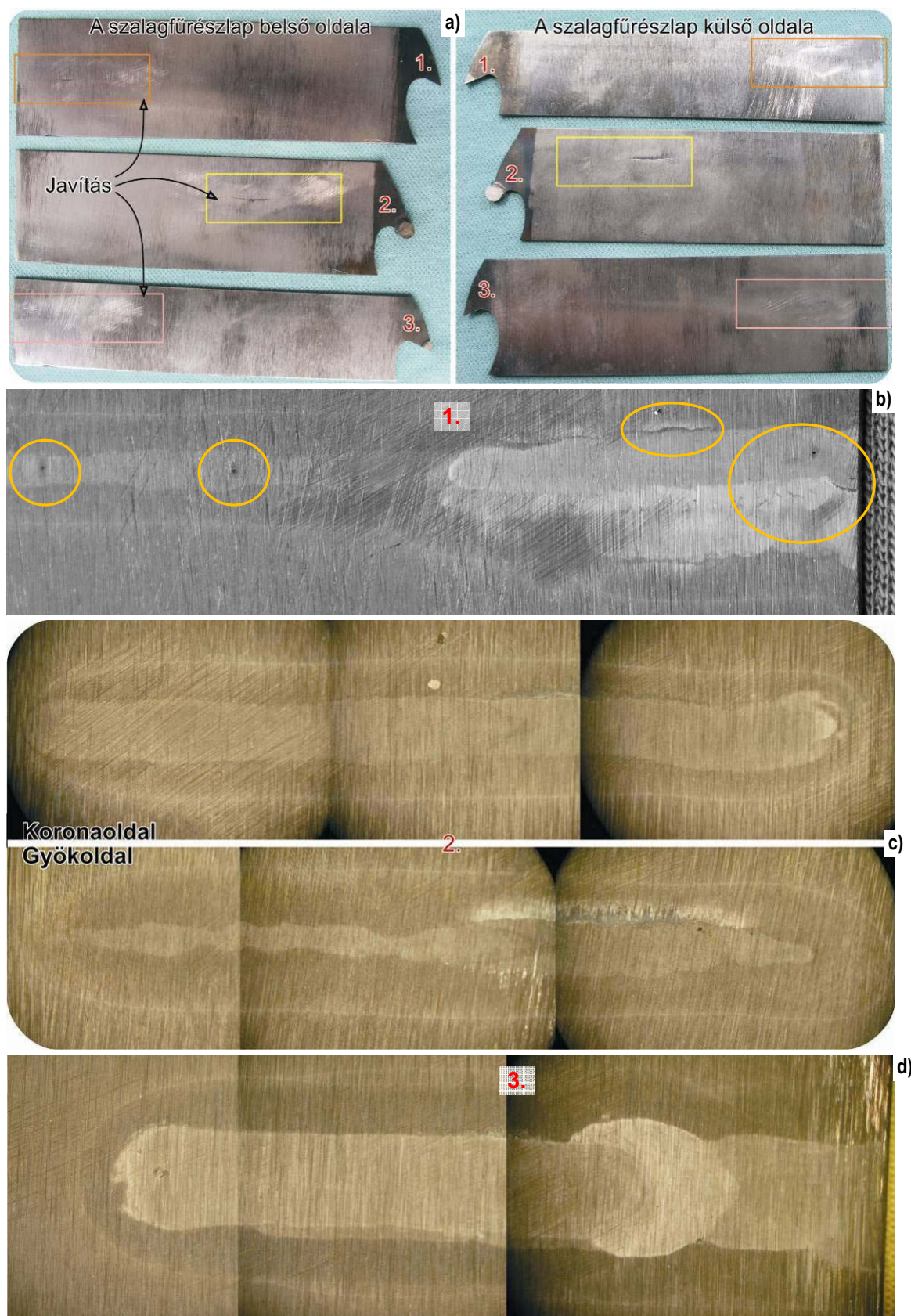
F2-73. ábra – folytatás az F2-72. ábráról; a TÁ-05-ÁG törési eset szemléltetése; g)–p)





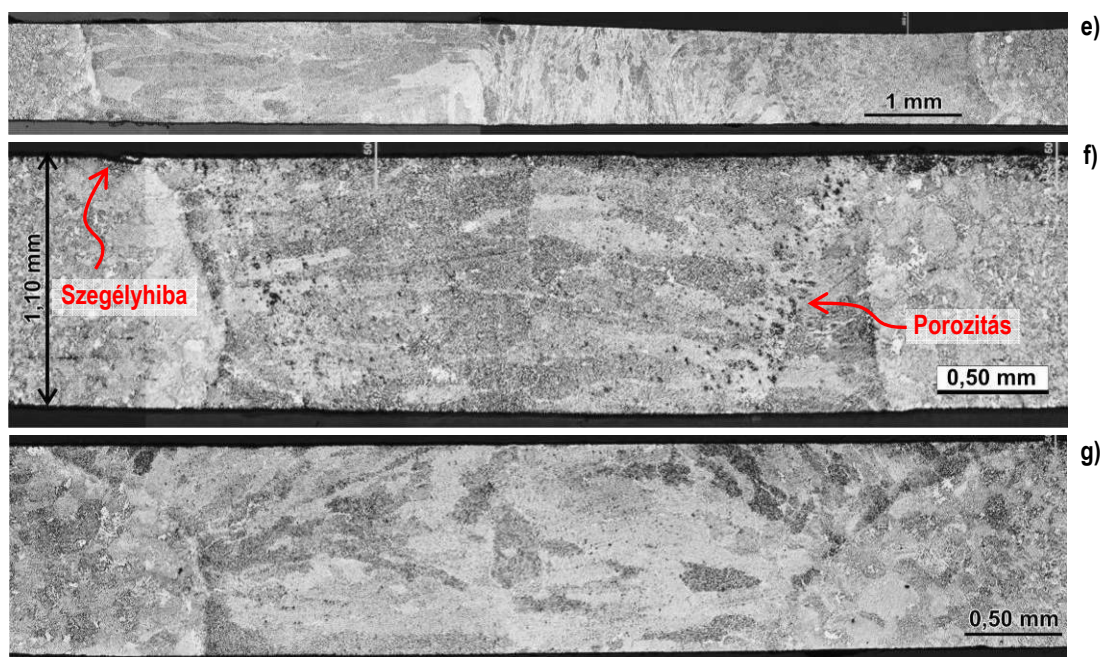
F2-74. ábra – A HO-05-RY törési eset szemléltetése; a)–h)



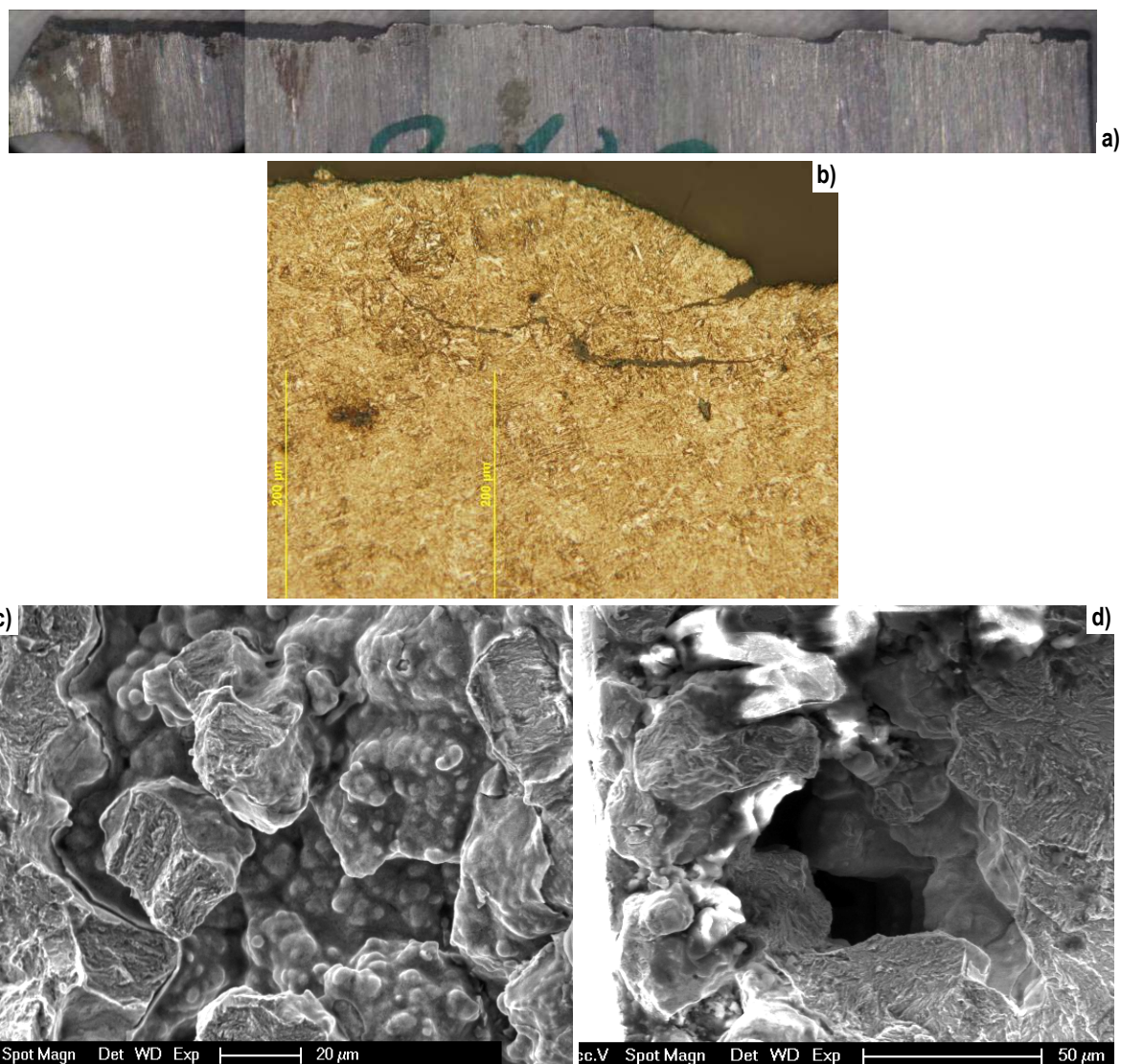


**F2-75. ábra** – A KA-07-FA törési eset szemléltetése. A b)-d) ábrákra írt sorszámok az a) ábrán jelölt mintákra utalnak. Az a) ábrán a varrathibákat tartalmazó zónák vannak bekeretezve (az ábra képsorozata folytatódik az F2-76. ábrán)



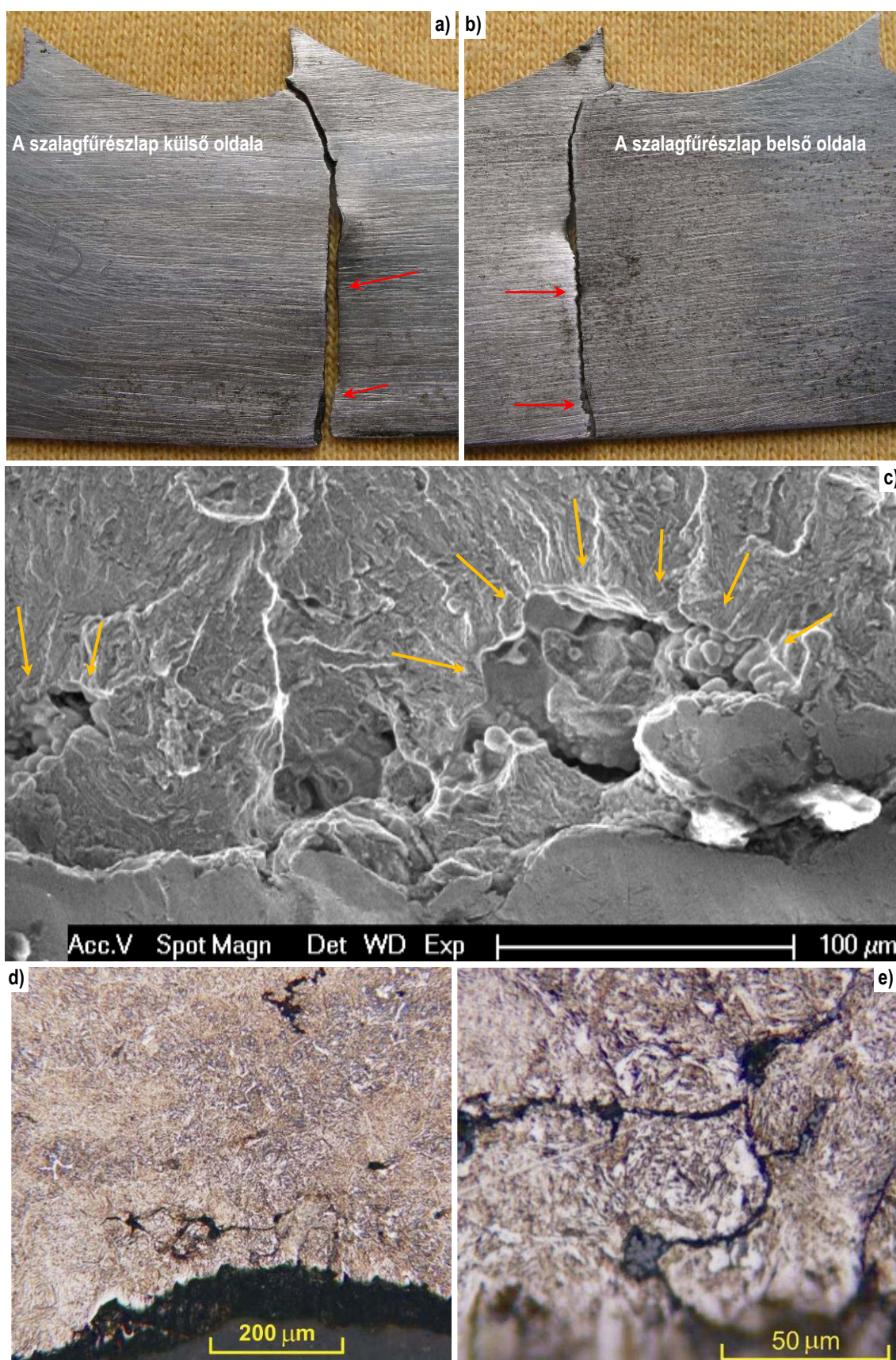


F2-76. ábra – Folytatás az F2-75. ábráról; a KA-07-FA törési eset szemléltetése; e)–g)



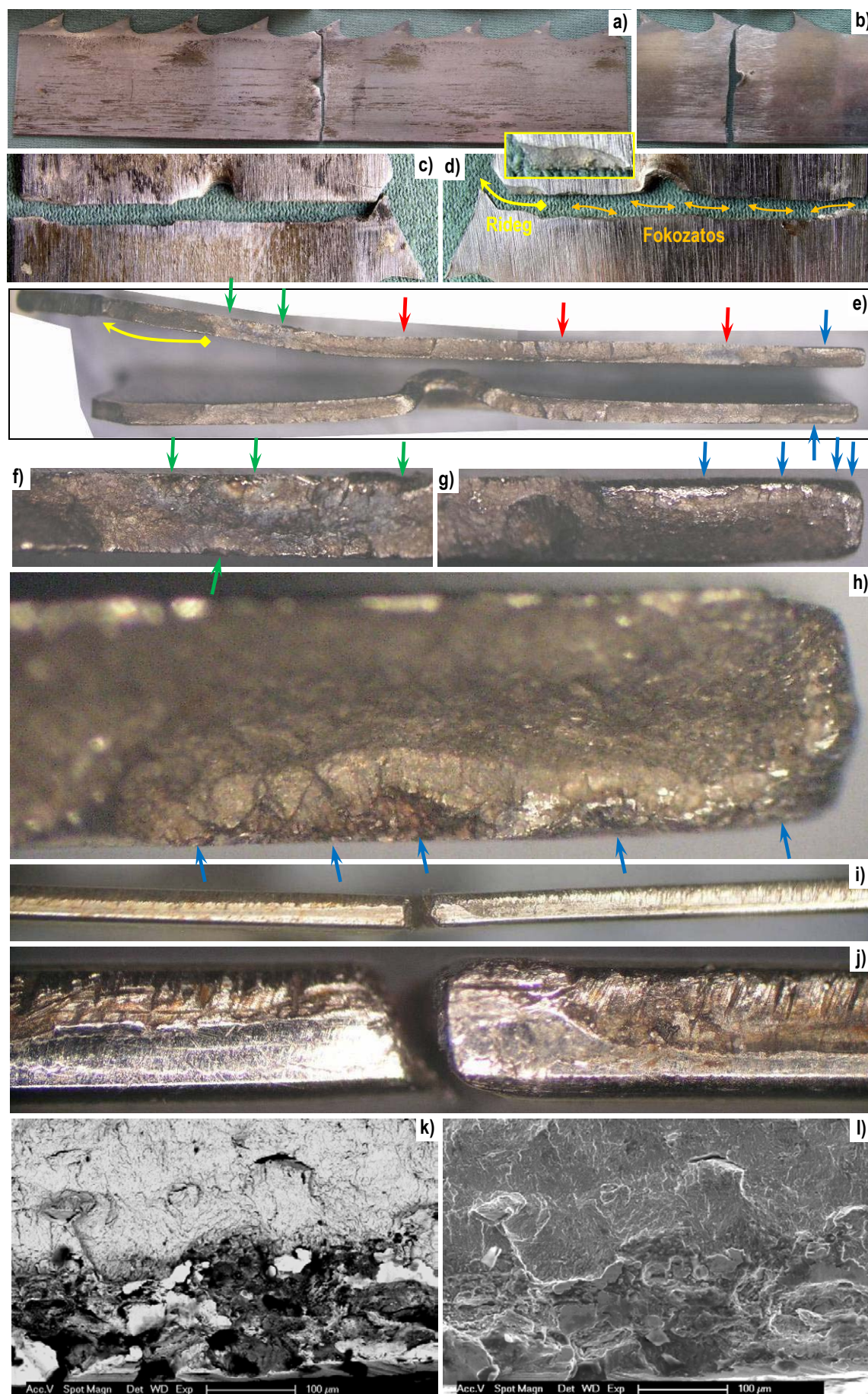
F2-77. ábra – A TA-07-PÓ törési eset szemléltetése; a)–d)





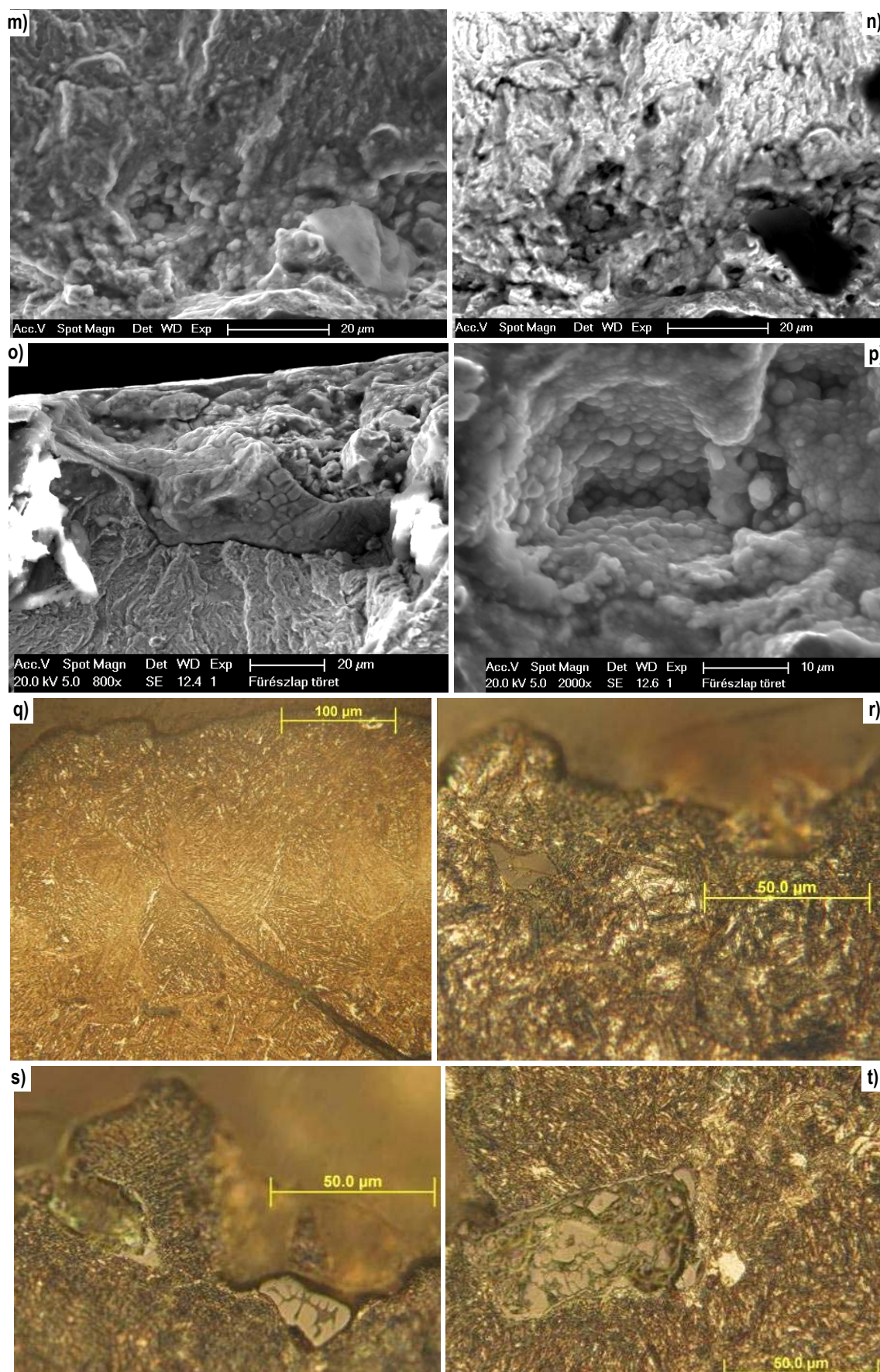
F2-78. ábra – A TÓ-09-LT törési eset szemléltetése; a)–e)





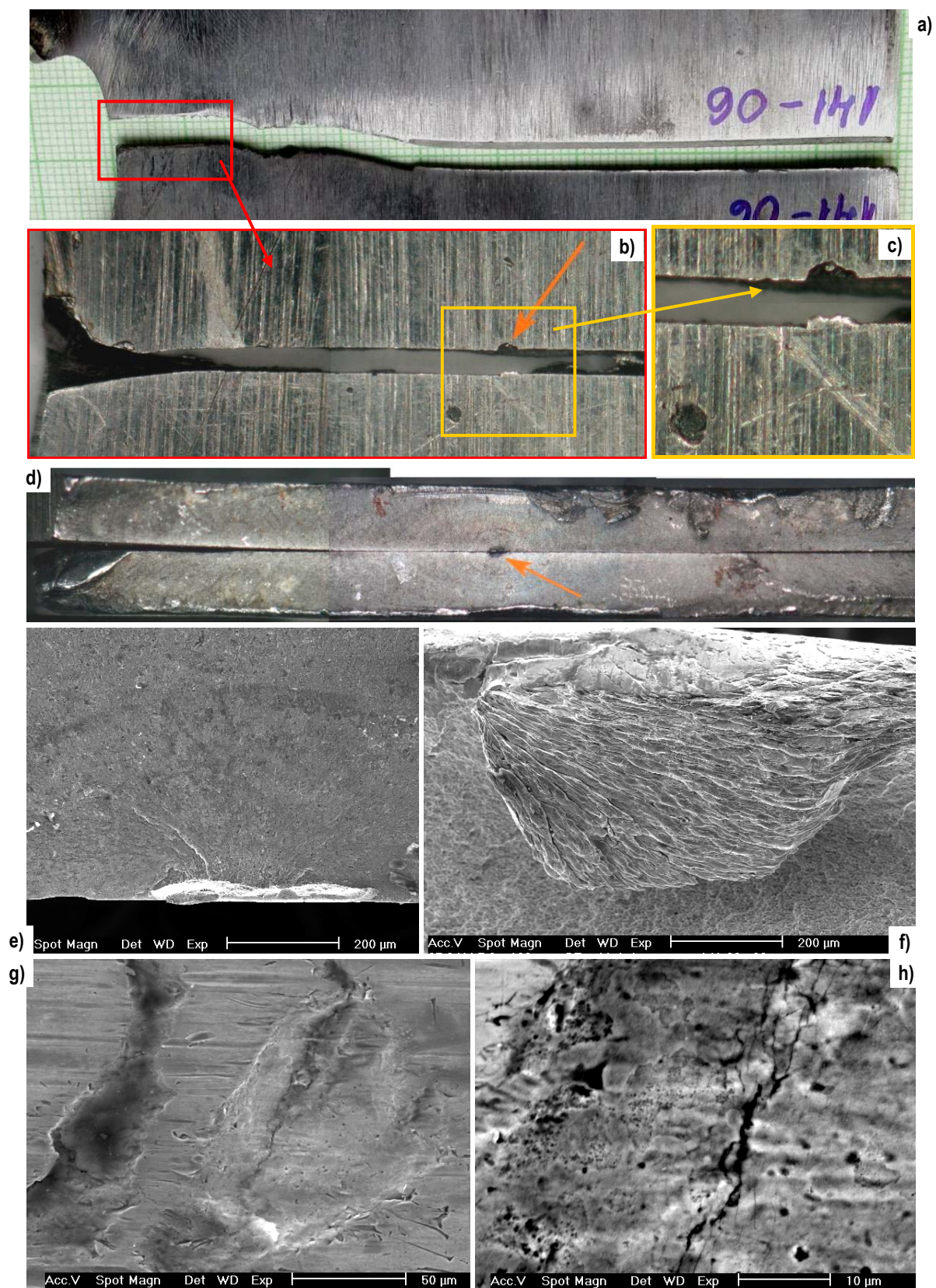
F2-79. ábra – A GY-2010-CK törési eset szemléltetése; a)–l) (folytatás az F2-80. ábrán)





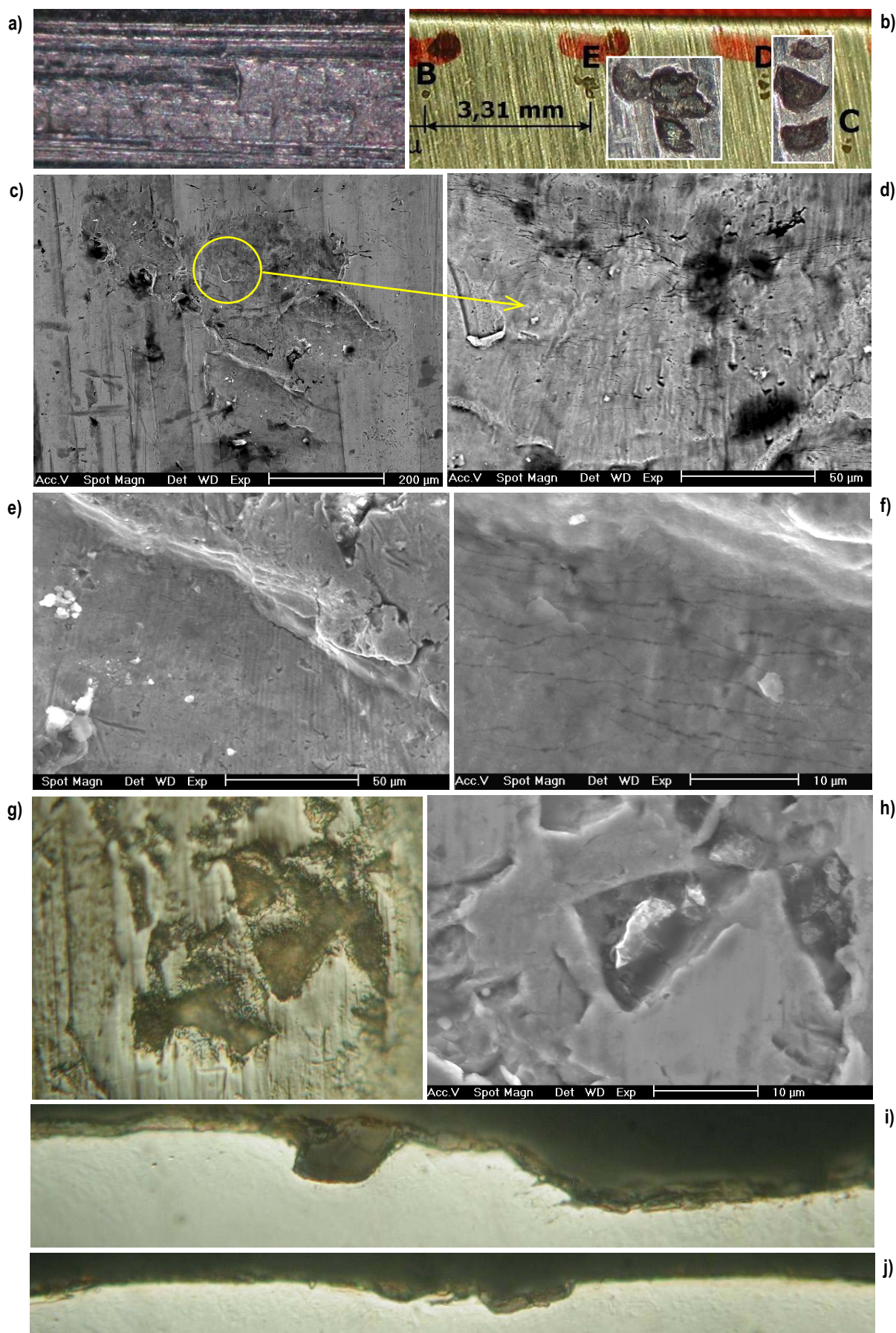
F2-80. ábra – (folytatás az F2-80. ábráról) A GY-2010-CK törési eset szemléltetése; m)–t)





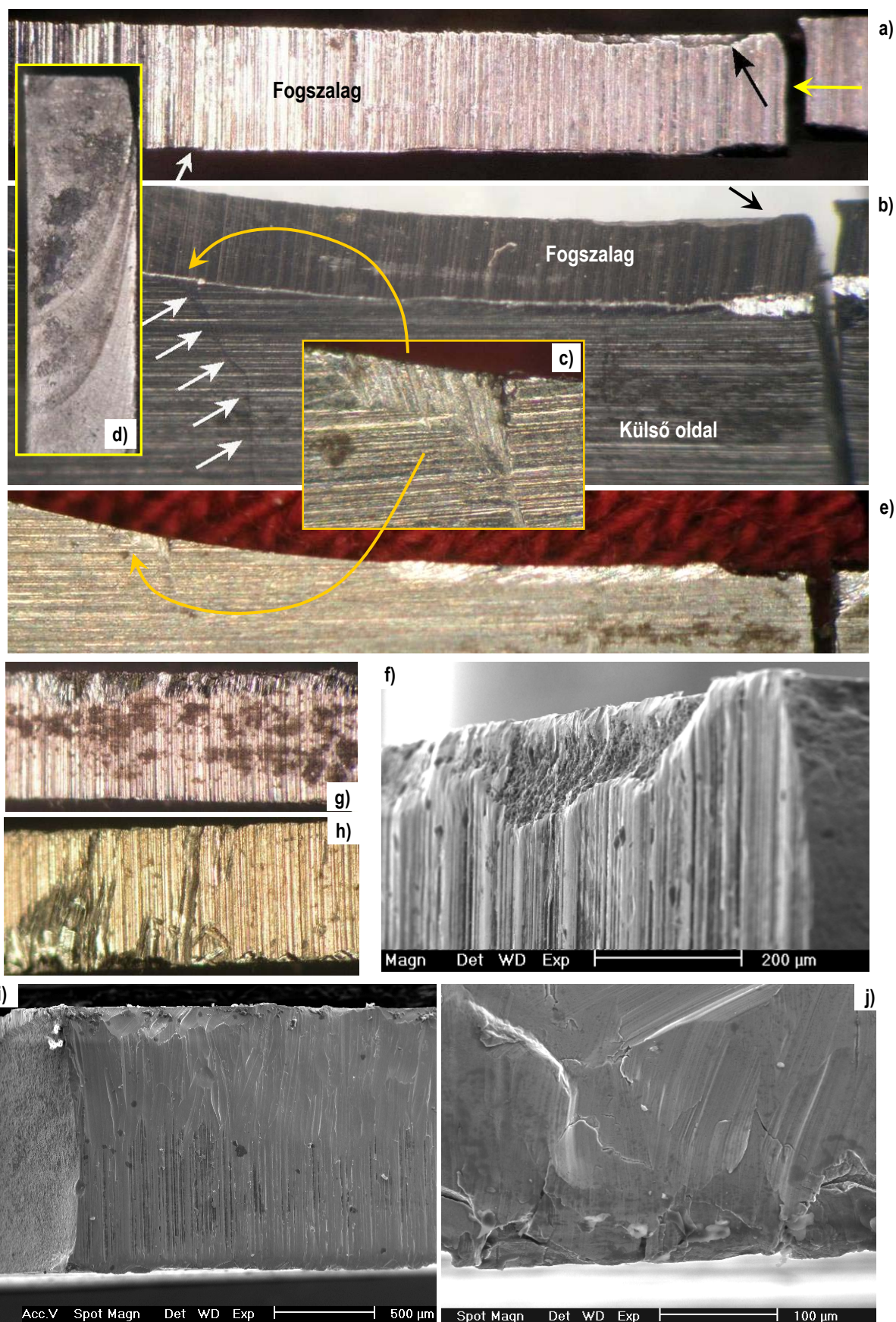
F2-81. ábra – A 14-04-06 jelű károsodás szemléltetése  
(ugyanennek a laptörési esetnek a szemléltetése látható az F2-82. ábrán)





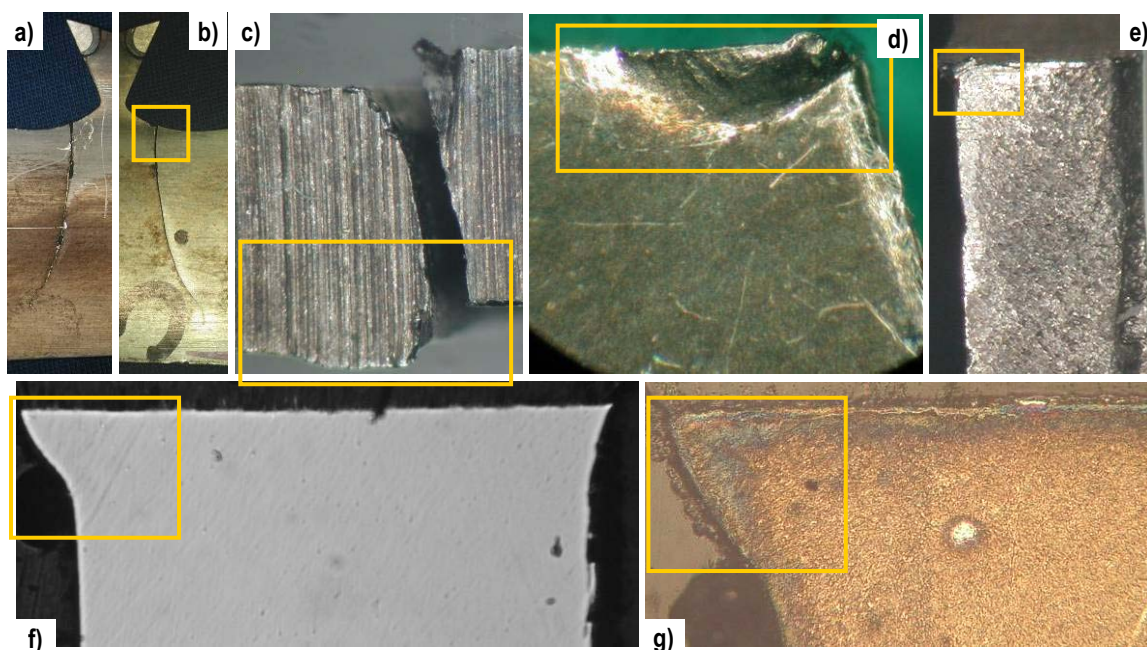
F2-82. ábra – A 14-04-06 jelű károsodás szemléltetése



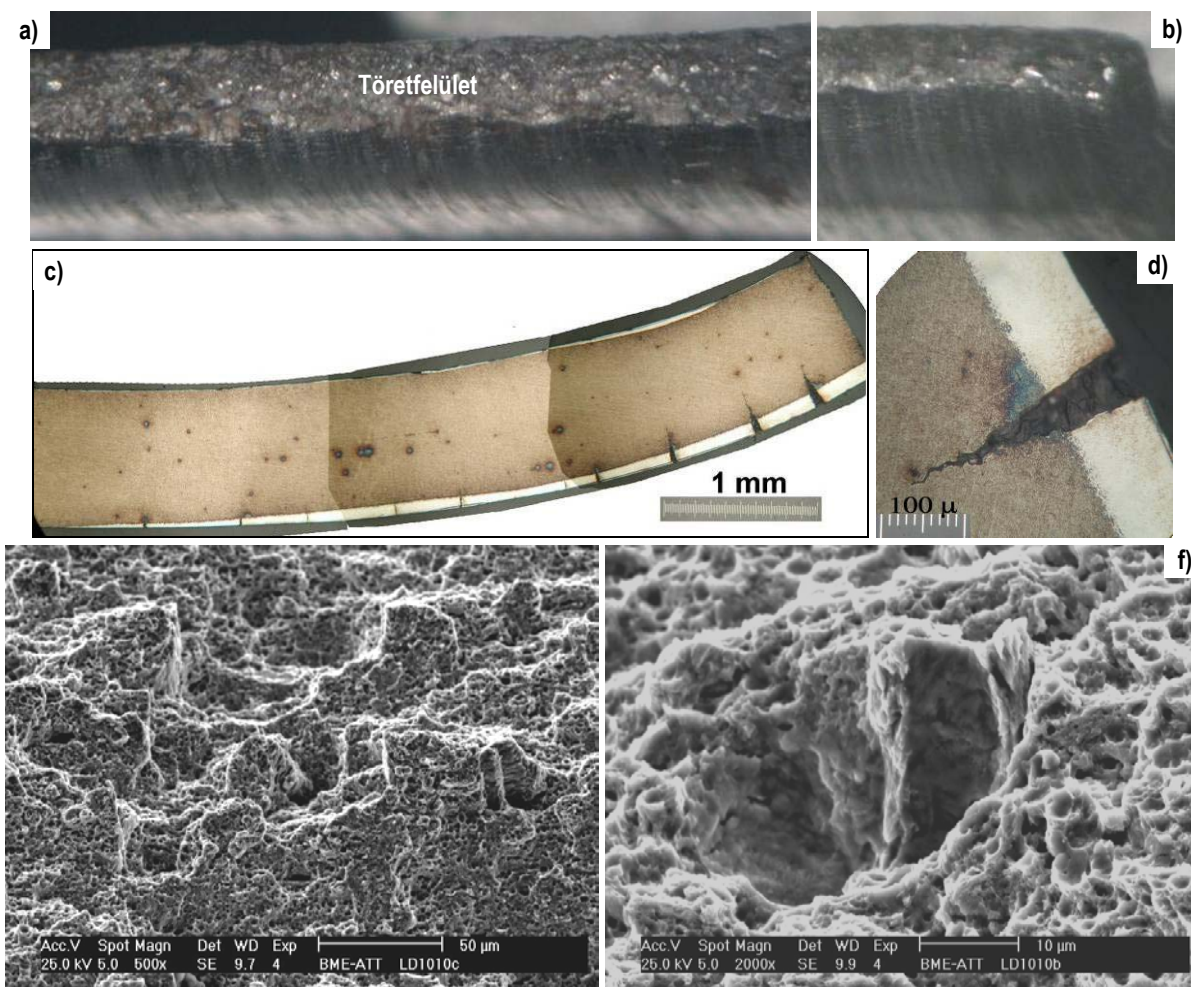


F2-83. ábra – A HO-03-NY jelű károsodás szemléltetése



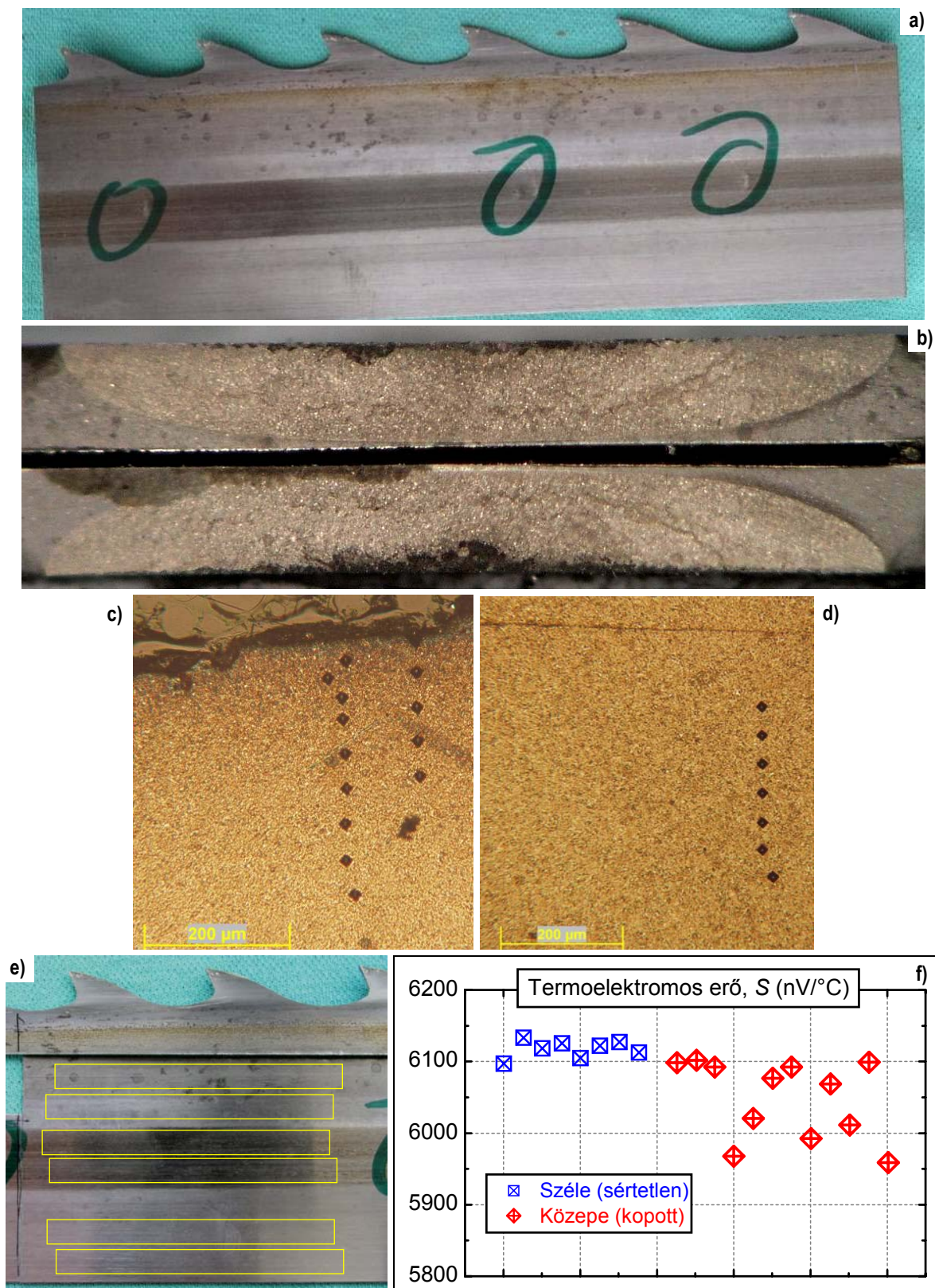


F2-84. ábra – Az ÖK-04-L3 jelű károsodás szemléltetése; sárgával keretezve az azonos részek



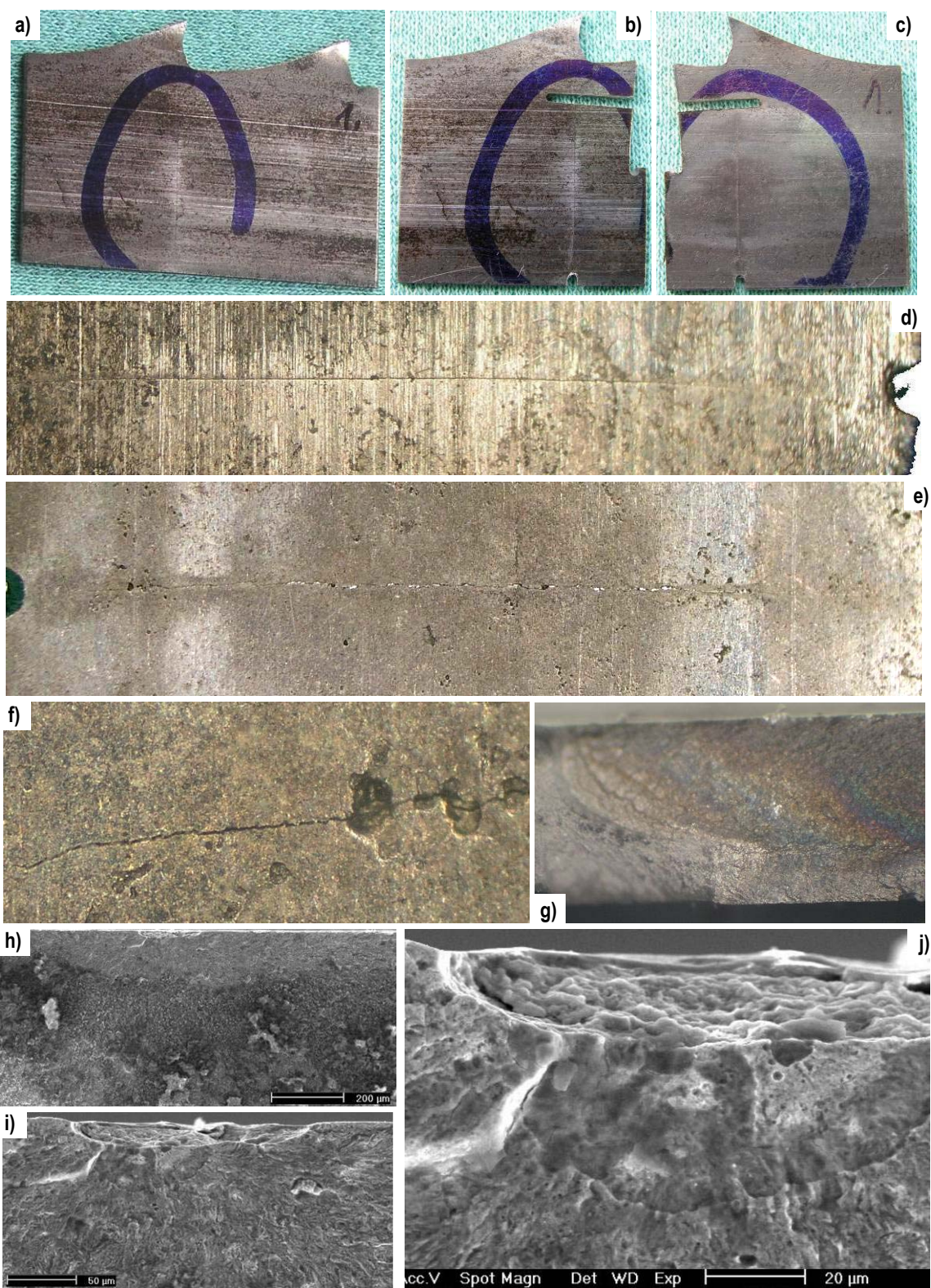
F2-85. ábra – Az LA-04-R1 jelű károsodás szemléltetése





F2-86. ábra – A DE-05-ÁK jelű káreset szemléltetése. Az a) ábra mutatja a laptest közepén a kopási sávot és benne a keresztirányú repedéseket. A b) ábrán egy felnyitott repedés két töretfelülete, a c) és d) ábrán a keménységmérések helye, az e) ábrán a termoelektromos erő mérésére szolgáló próbatestek kivágásának vázlatja látható. A keménység a kopási sáv felületközeli rétegében ~10%-kal nagyobb az alapanyag keménységétől

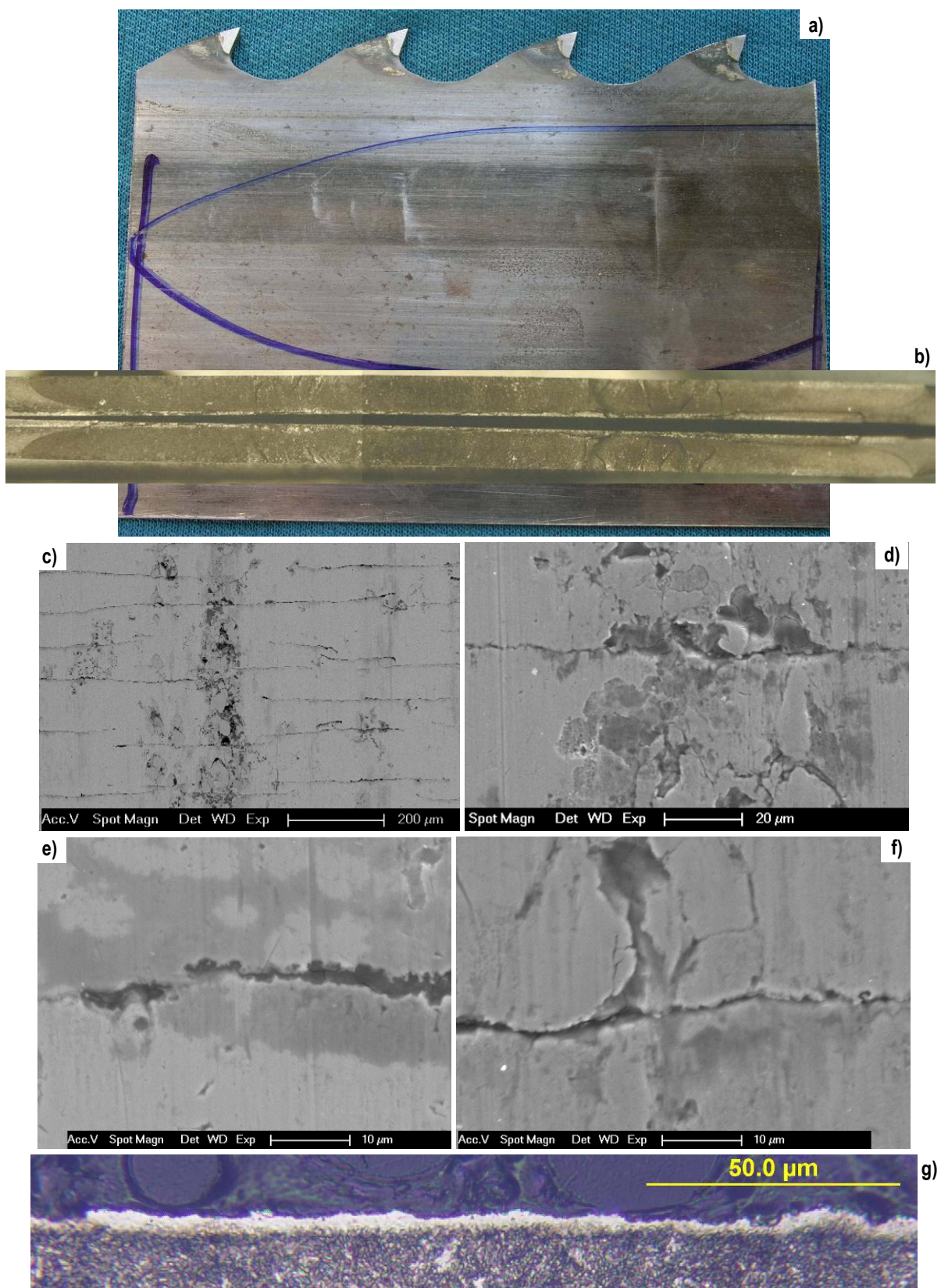




F2-87. ábra – A FE-05-ES jelű káreset szemléltetése

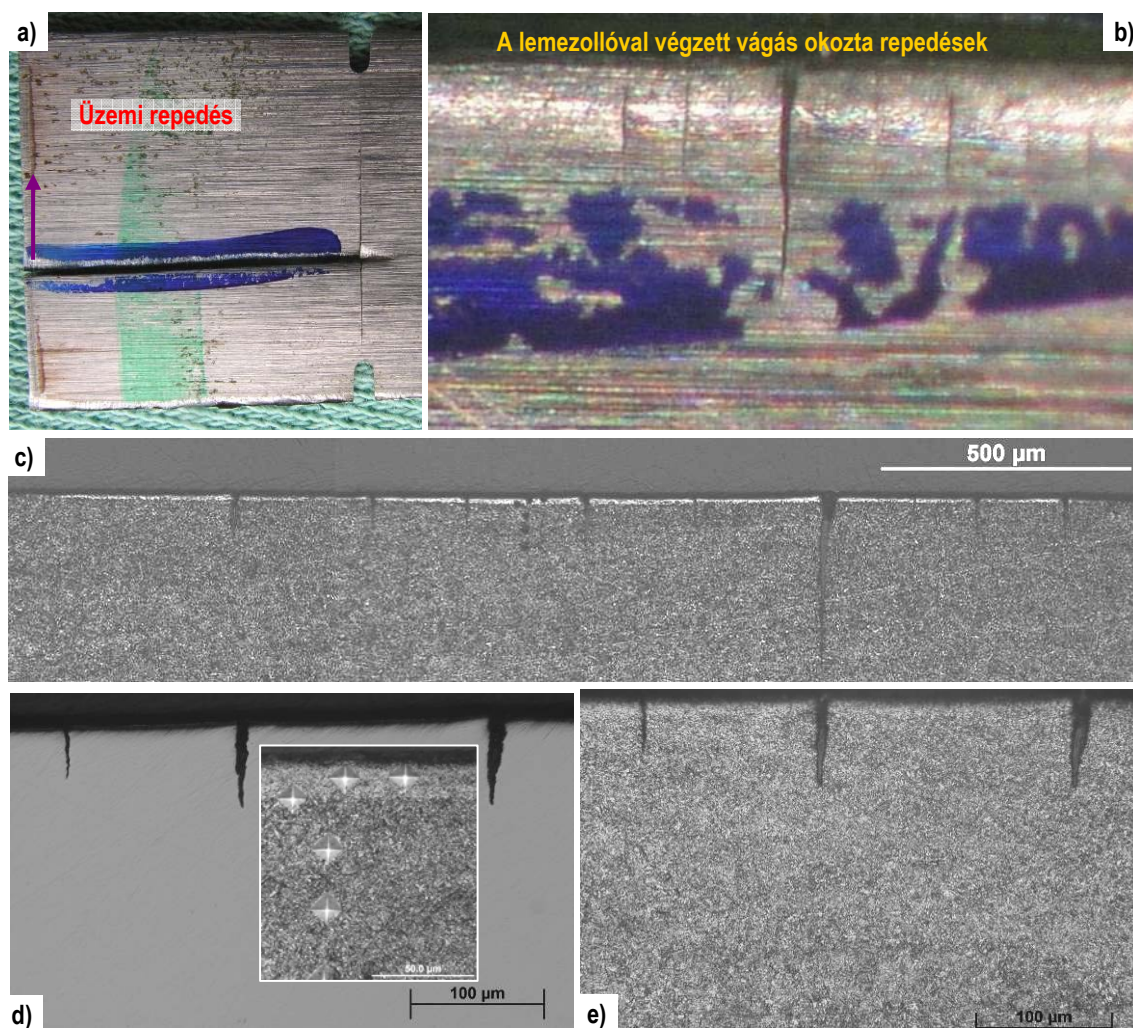


dc\_482\_12

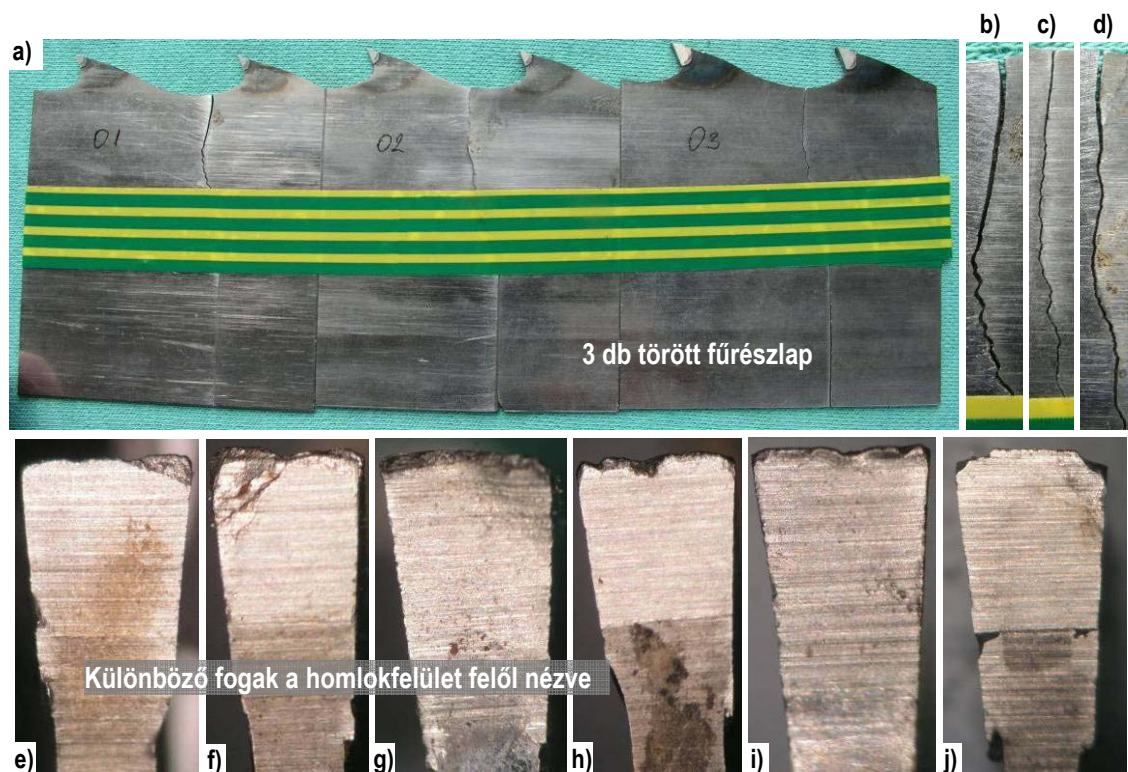


F2-88. ábra – Az ST-08-CK jelű káreset szemléltetése



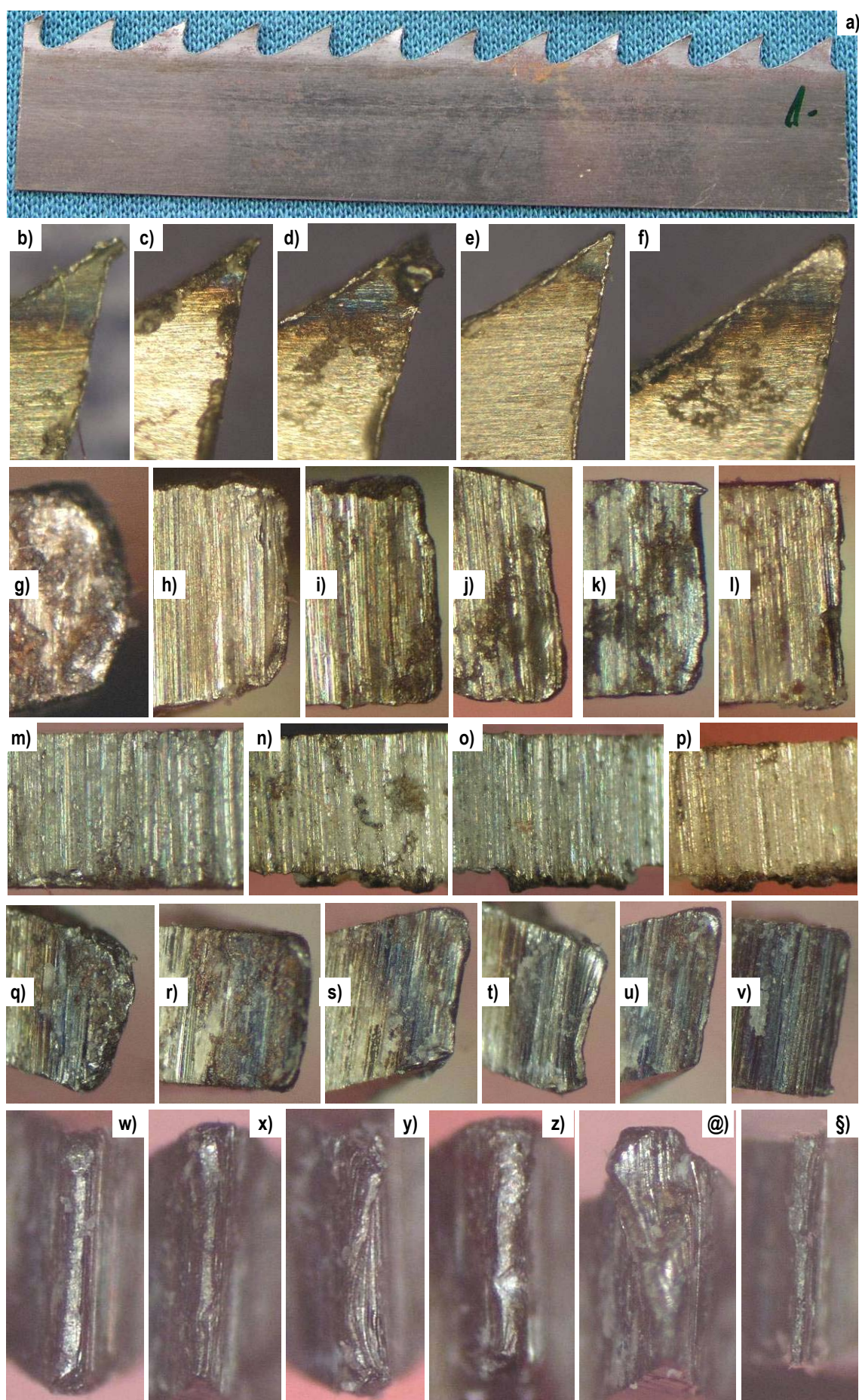


F2-89. ábra – A RA-08-ER jelű káreset szemléltetése



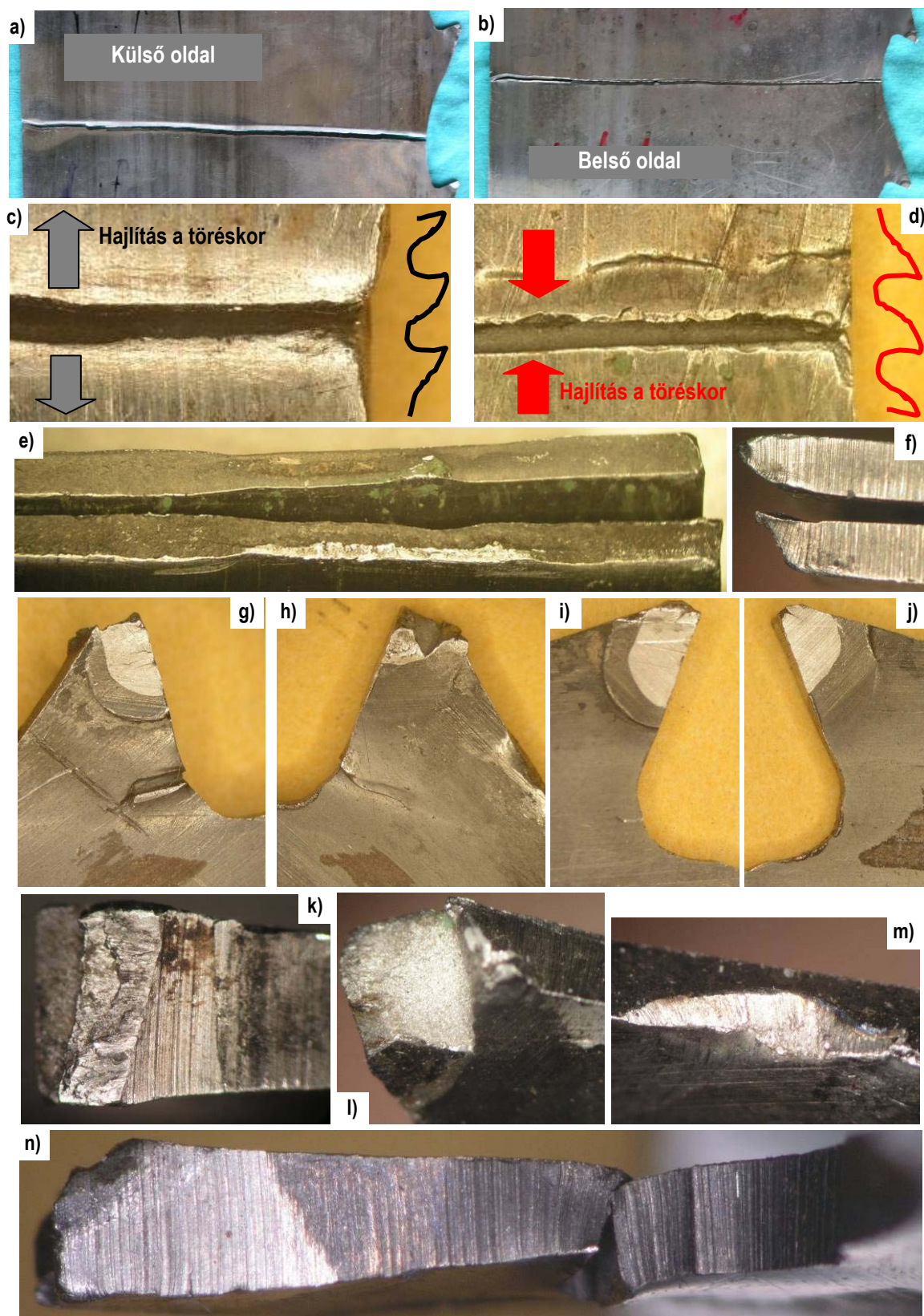
F2-90. ábra – A HO-06-IX jelű káreset szemléltetése; sérülések a fogtestbe hegesztett stellitlapka fővágóéle környezetében, a fog homloksíkja felőli nézetben





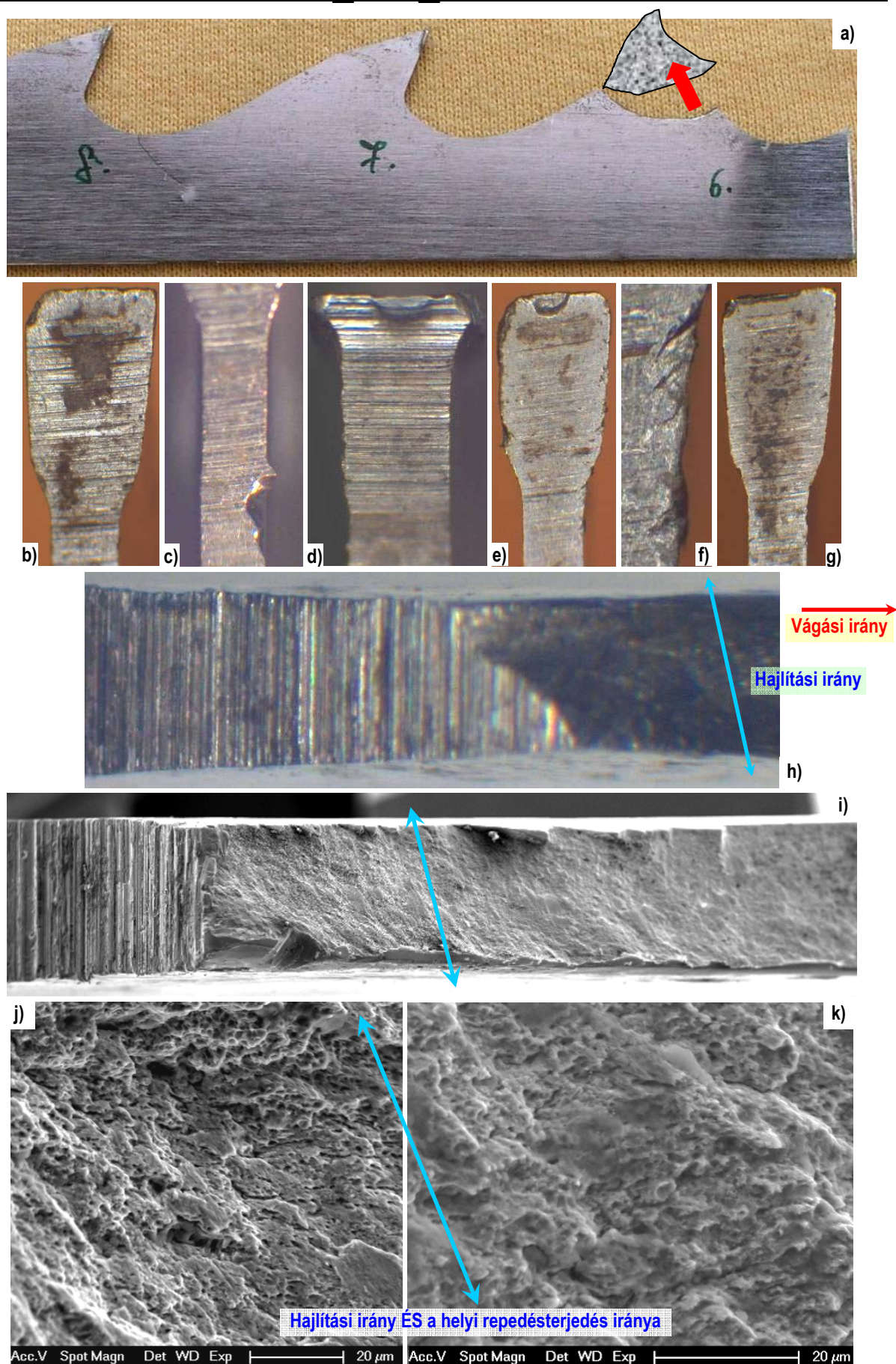
F2-91. ábra – A SE-07-A1 jelű káreset szemléltetése; fogcsúcsok és foghátak különféle nézetei





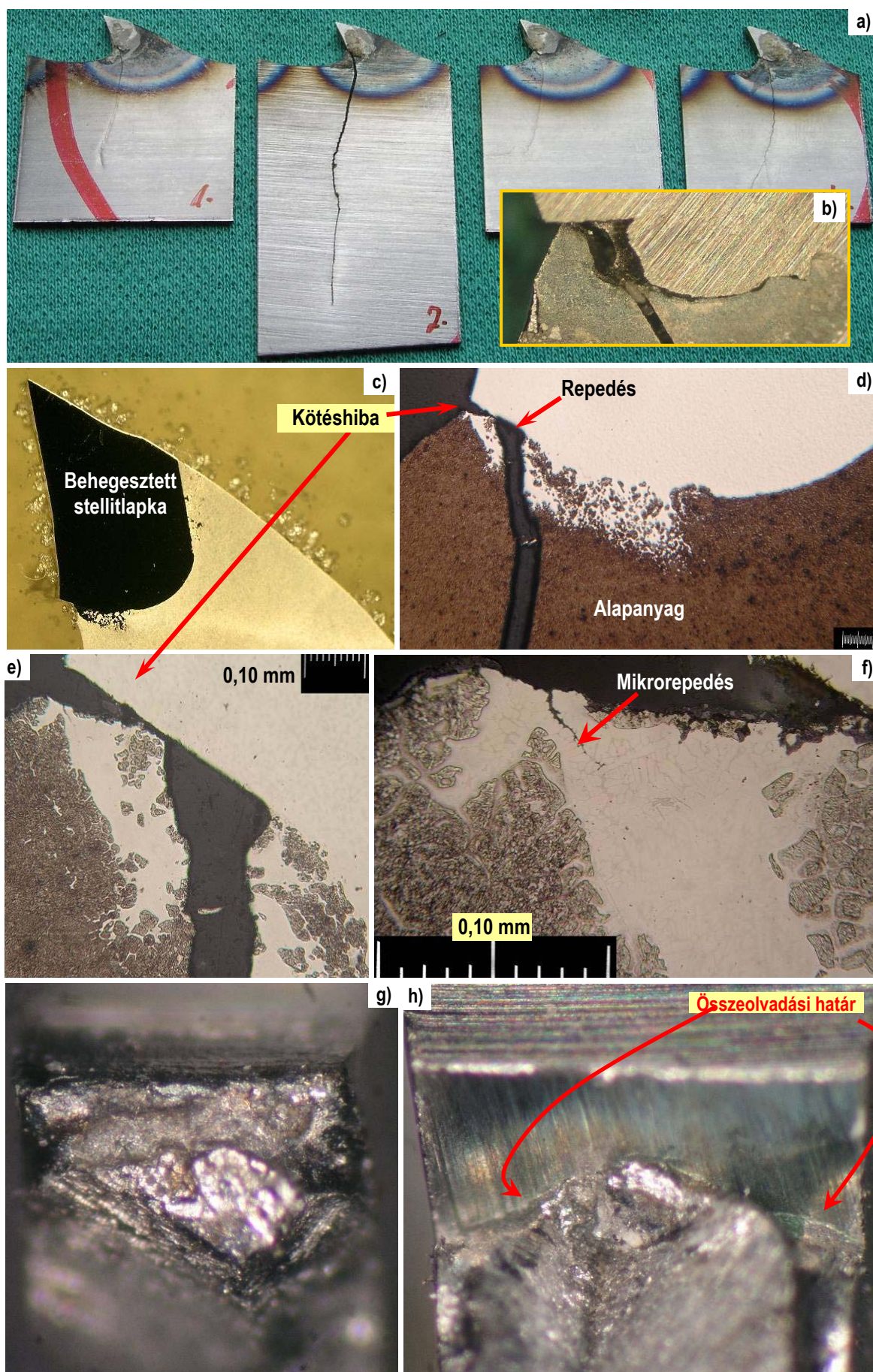
F2-92. ábra – A LI-04-ER jelű káreset szemléltetése





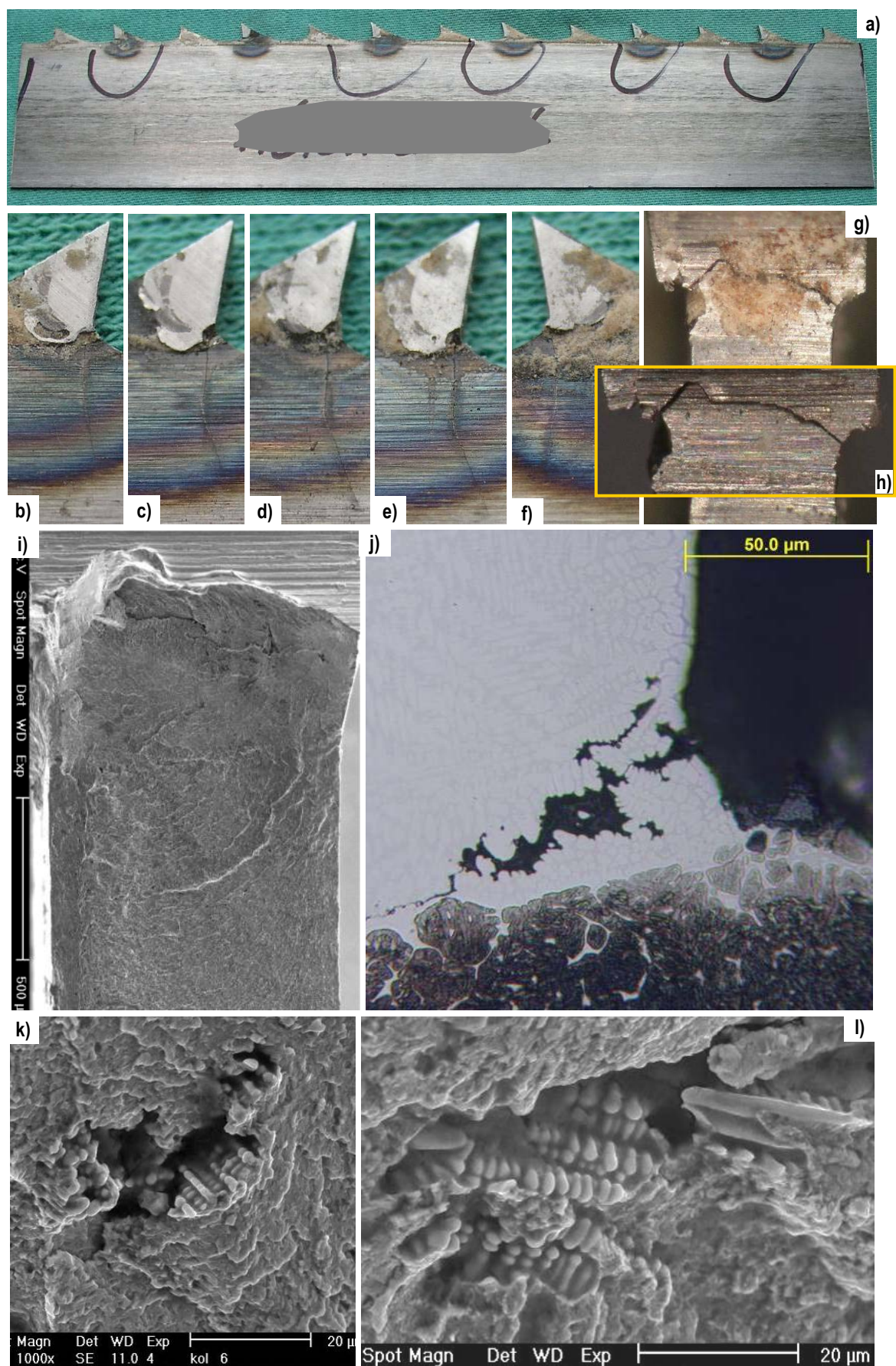
F2-93. ábra – A TO-09-98 jelű káreset szemléltetése





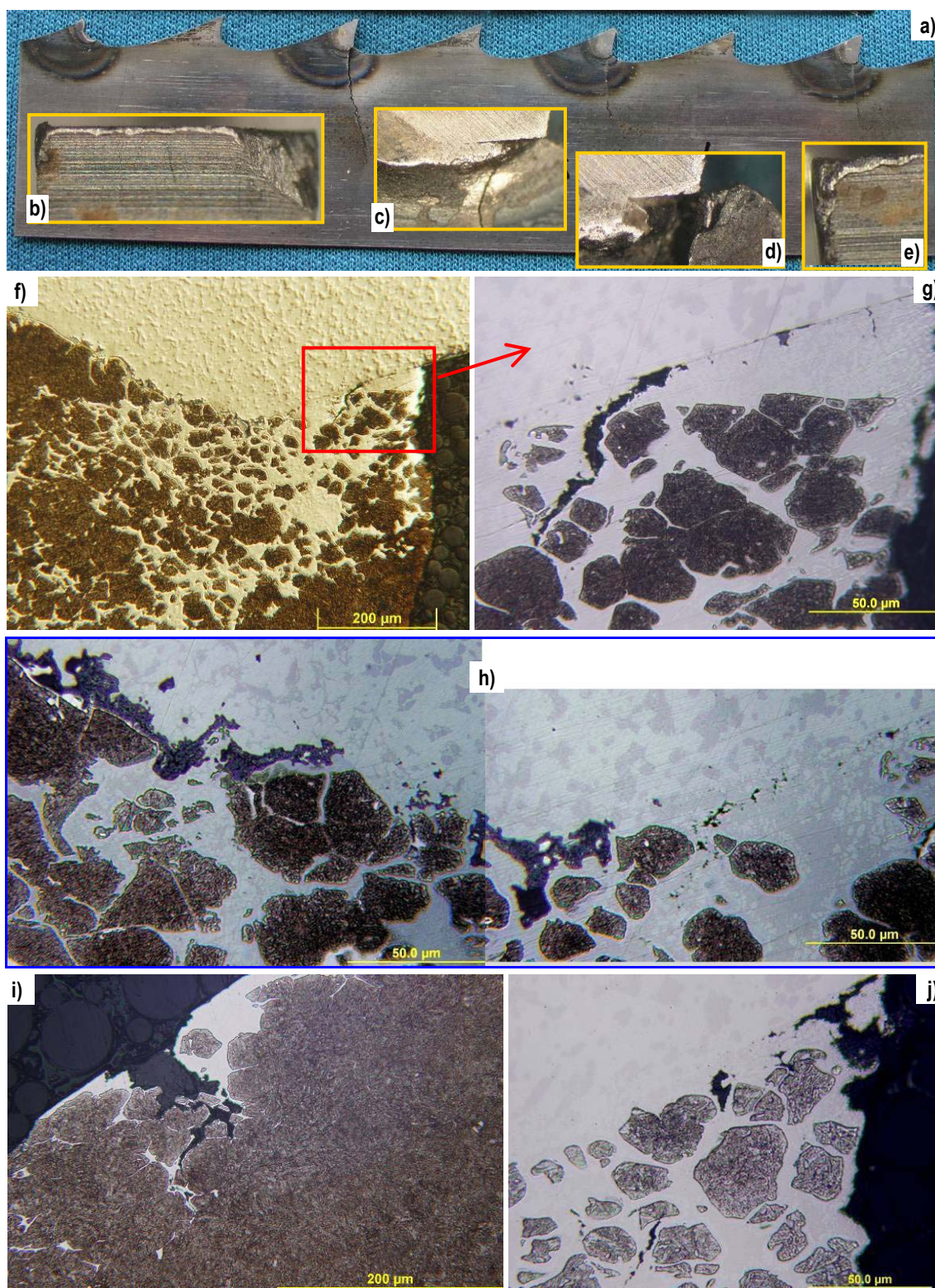
F2-94. ábra – A NÉ-05-FA jelű káreset szemléltetése





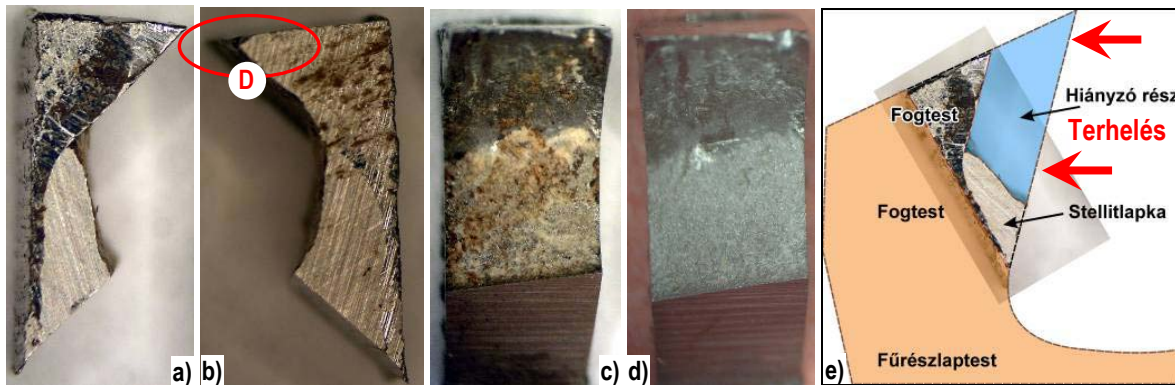
F2-95. ábra – A KO-06-ÁL jelű káreset szemléltetése



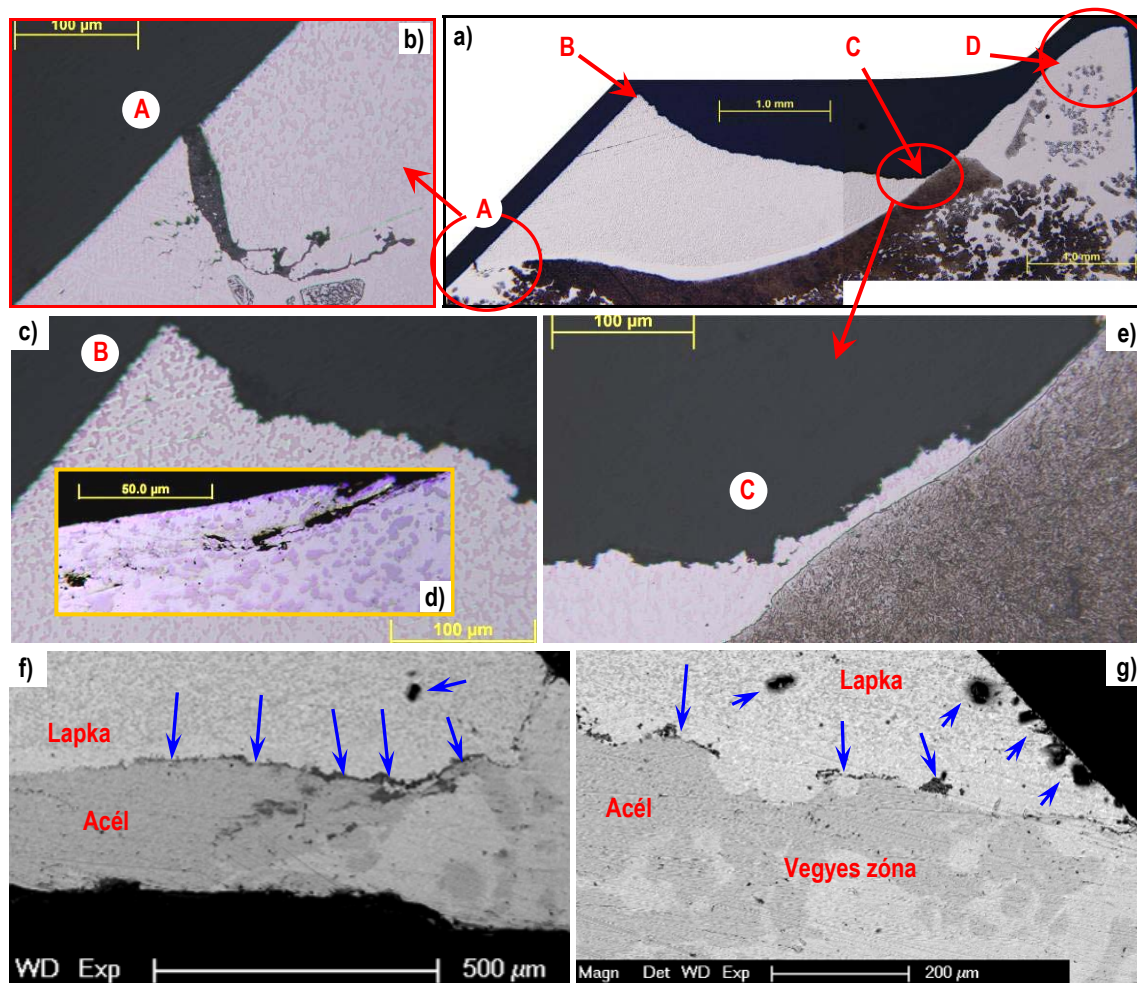


F2-96. ábra – A LO-08-IA jelű káreset szemléltetése



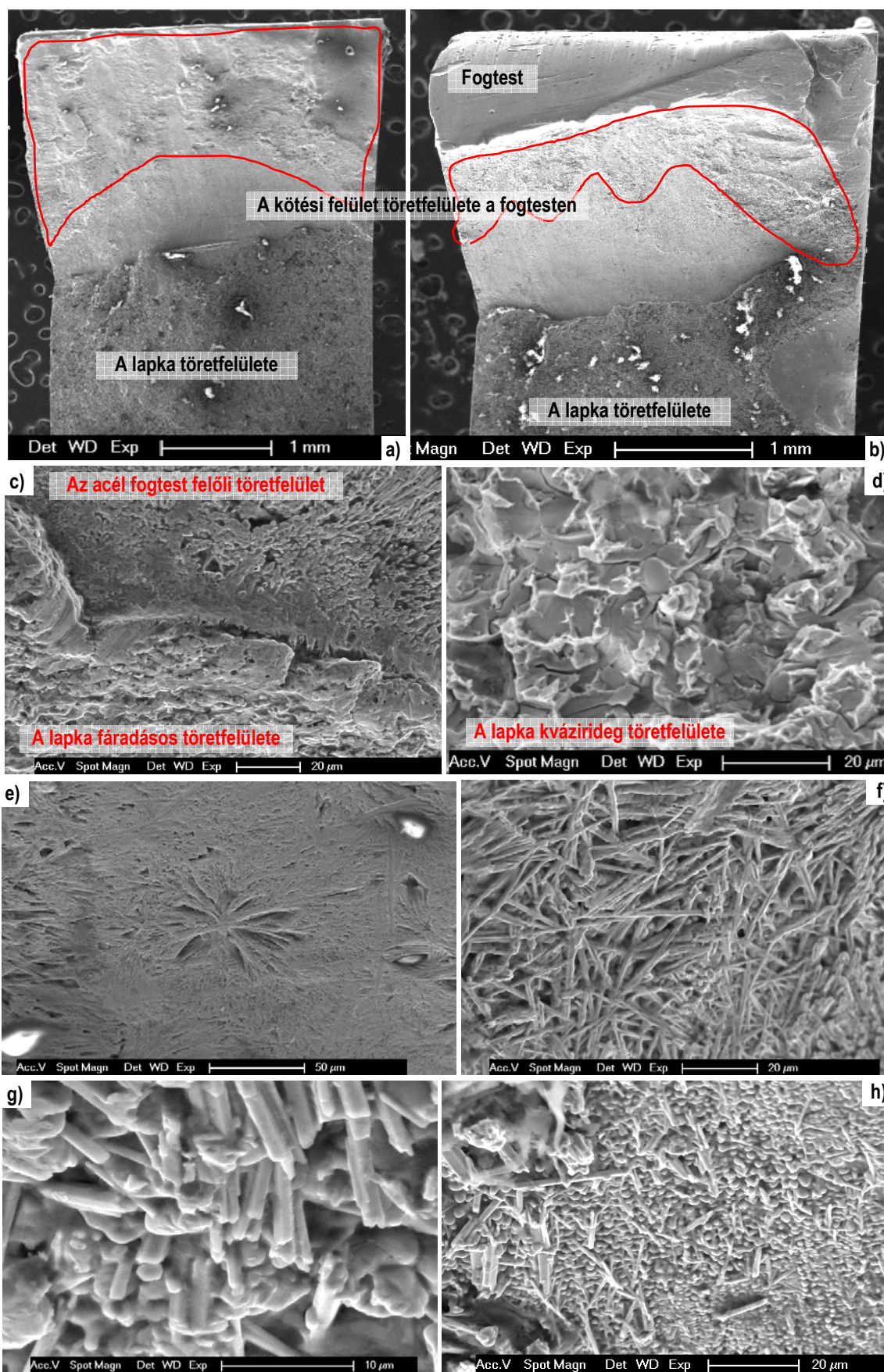


F2-97. ábra – Az AG-08-RK jelű káreset szemléltetése makrofotókon és rekonstrukciós ábrán



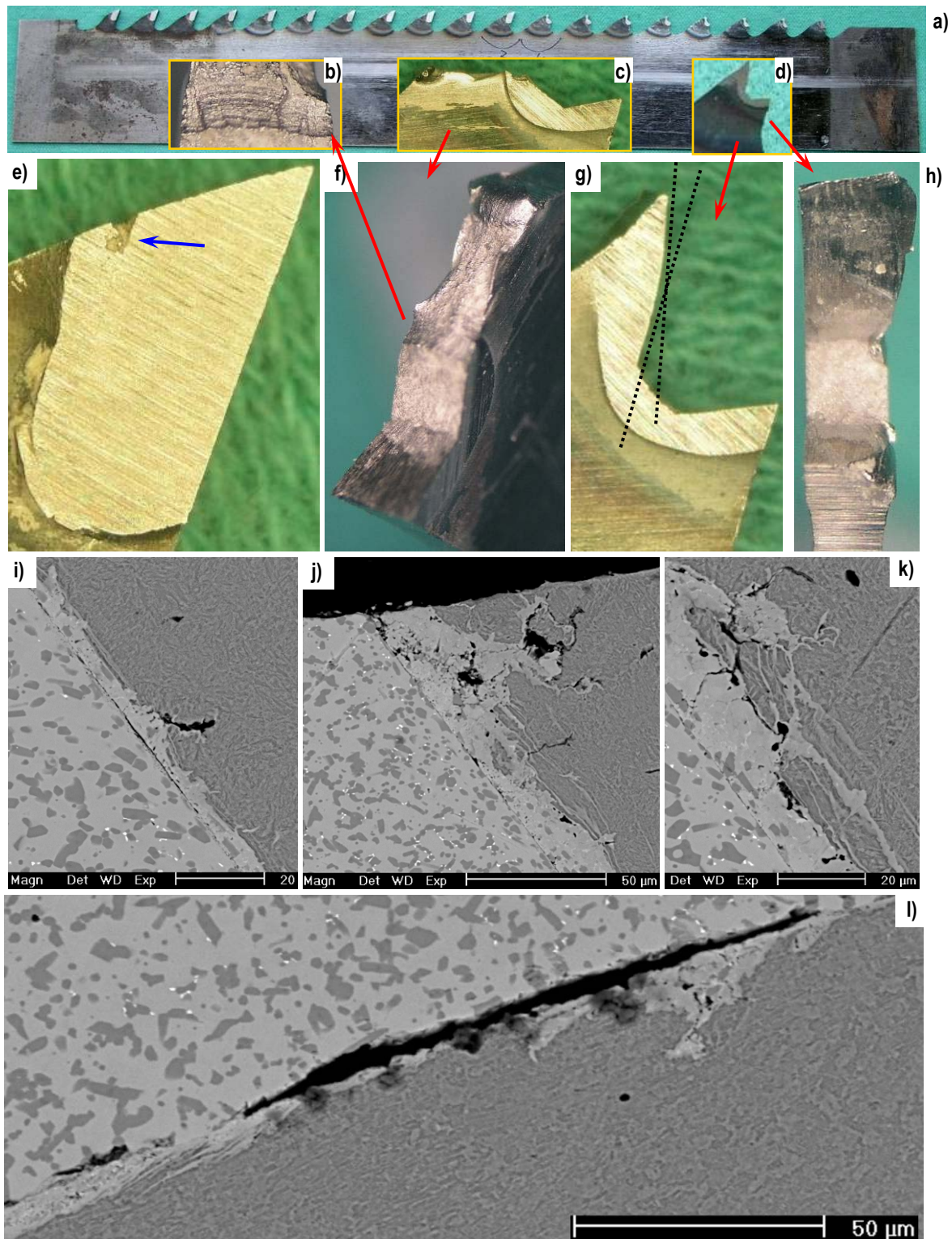
F2-98. ábra – Az AG-08-RK jelű káreset szemléltetése metallográfiai csiszolatokon;  
A laptesttel párhuzamos sík szövetszerkezetének részletei.  
A fűrészlaptesttel párhuzamos síkról készült képeken a lapkatörésre vezető fáradásos repedés a **D** zónában (a) kezdődött, és fokozatos repedésterjedéssel haladt a **C** pontig. A teljes törést egy másik, a **B–C** úton statikus ridegtörésselterjedő repedés zárta le. Az **A** ponton (a, b), a sajtolóhegesztési varratban is megjelenő összeolvadási vonalon, szintén képződtek mikropredések a lapka és a fogtest illeszkedési határán





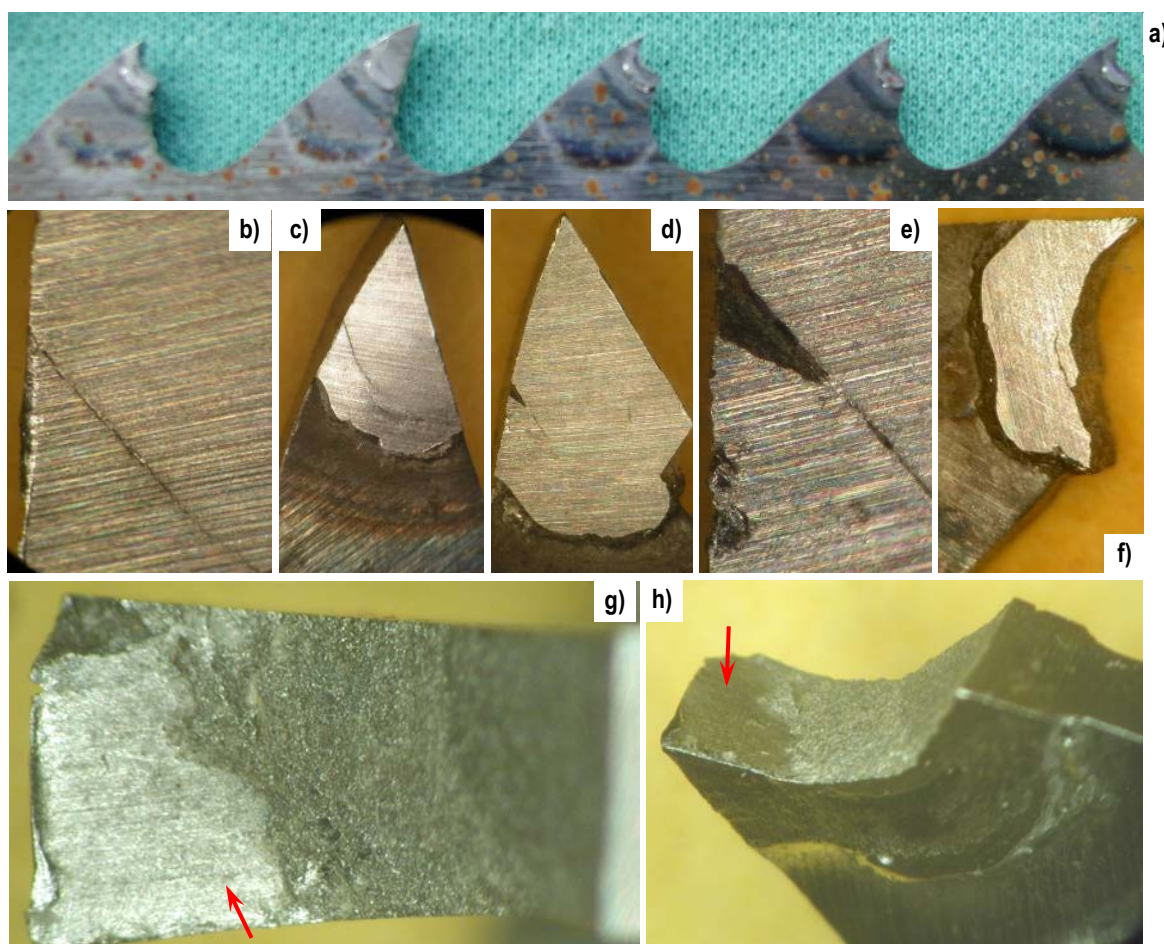
F2-99. ábra – Az AG-08-RK jelű káreset szemléltetése SEM-képeken. Két törött fog az eredeti homlokfelület felől nézve (a)-b); körberajzolva látható a gyenge kohéziójú kötés zónája a fogtest kötés határfelületén. Az e)-h) ábrán: az összeolvadási határfelületen (a fogtest anyagán) képződött olvadákfázisnak keveredés és kötés (kohéziós kapcsolat) nélkül megszilárdult része



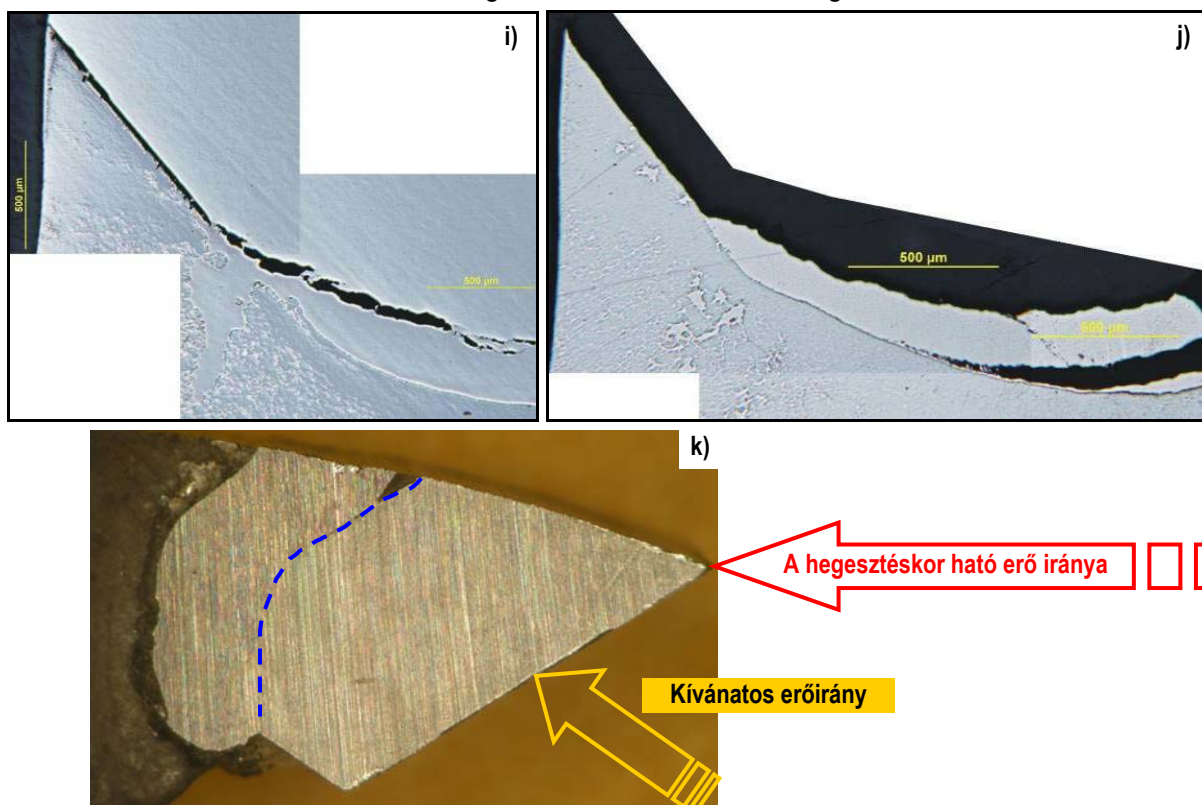


F2-100. ábra – A GA-05-OG jelű káreset szemléltetése. A keménység a varrat vagy az alapanyag egyetlen zónájában sem megy 400 HV<sub>0,2</sub> érték fölé; a legnagyobb keménység az alapanyagban mérhető, távol a varrattól: 395 HV<sub>0,2</sub>, míg a hőhatásövezetben 371 HV<sub>0,2</sub> a keménység. A lapka átlagkeménysége: 490–504 HV<sub>0,5</sub>



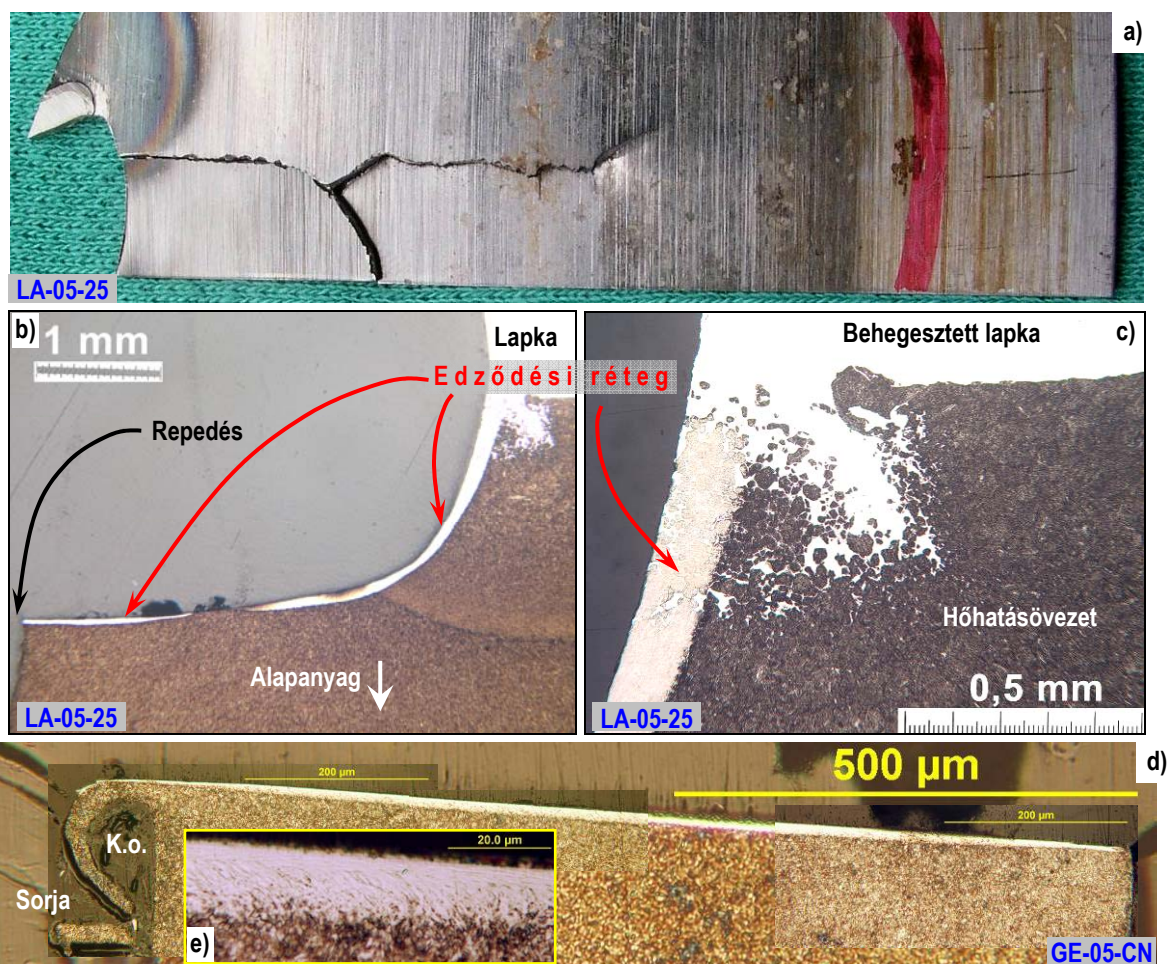


Kitörtött fogak helyei. A nyilak olyan területekre mutatnak rá, amelyeken egyáltalán nem volt, illetve nem volt megfelelő az összeolvadás a hegesztéskor

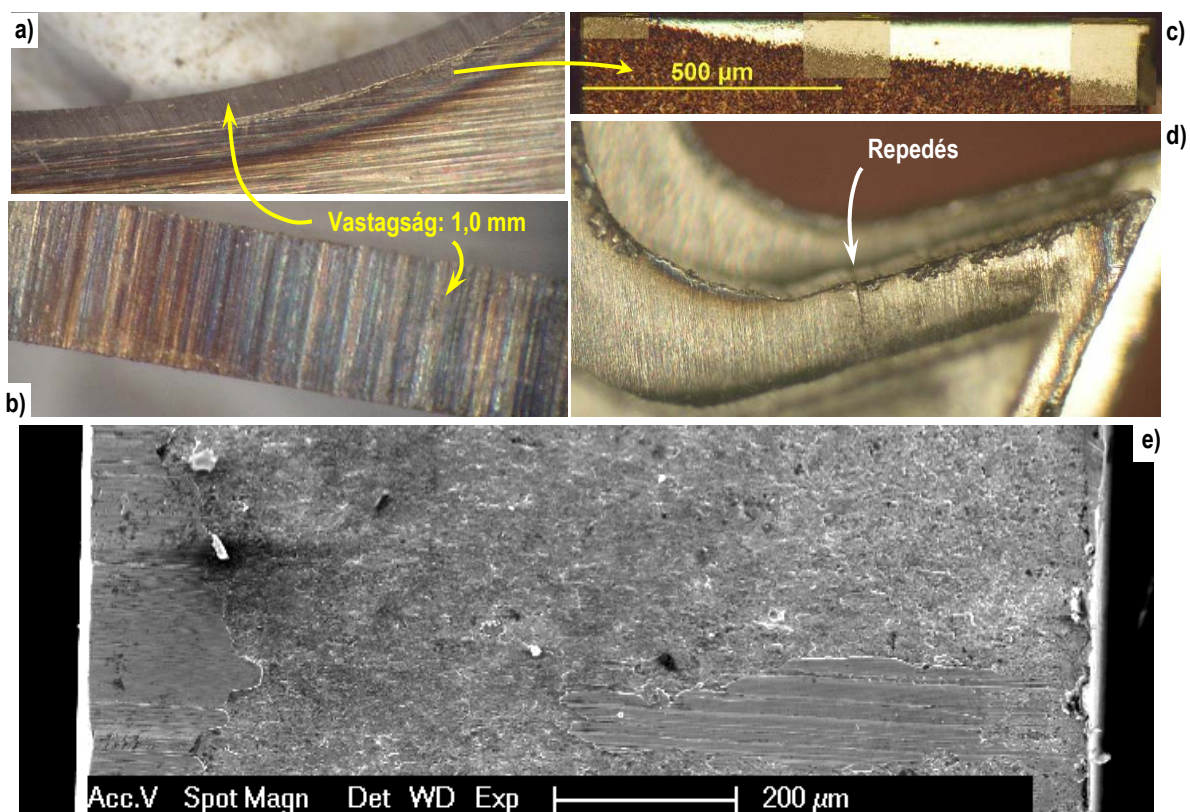


F2-101. ábra – Az SZ-05-YI jelű káreset szemléltetése: a)–j).  
A kötésihibák elkerülésére célszerű lenne módosítani az erőbevezetés irányát



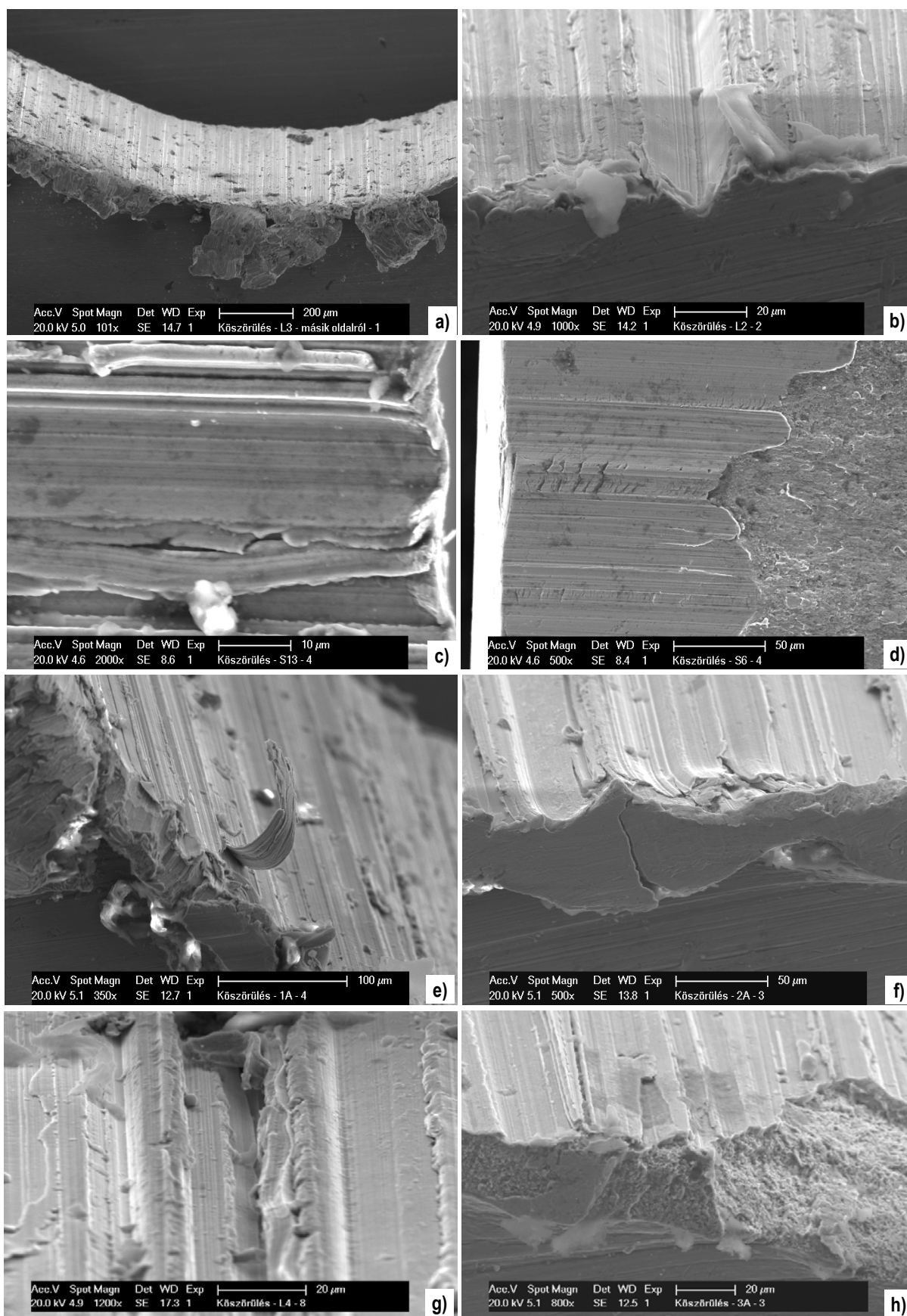


F2-102. ábra – A fogszalag alatt képződött martenzites edződési réteg szemléltetése



F2-103. ábra – Élezési eredetű mezoszerkezeti hibák a fogszalag környezetében

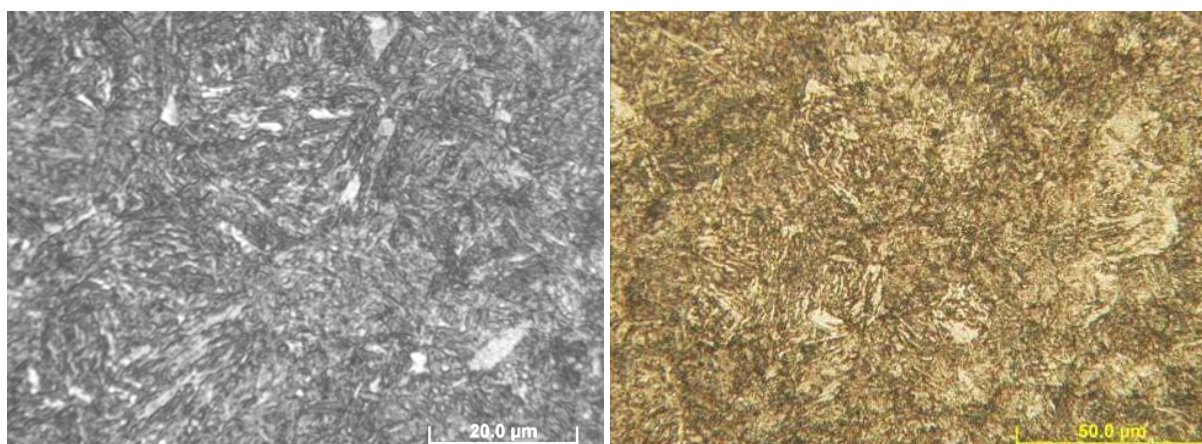




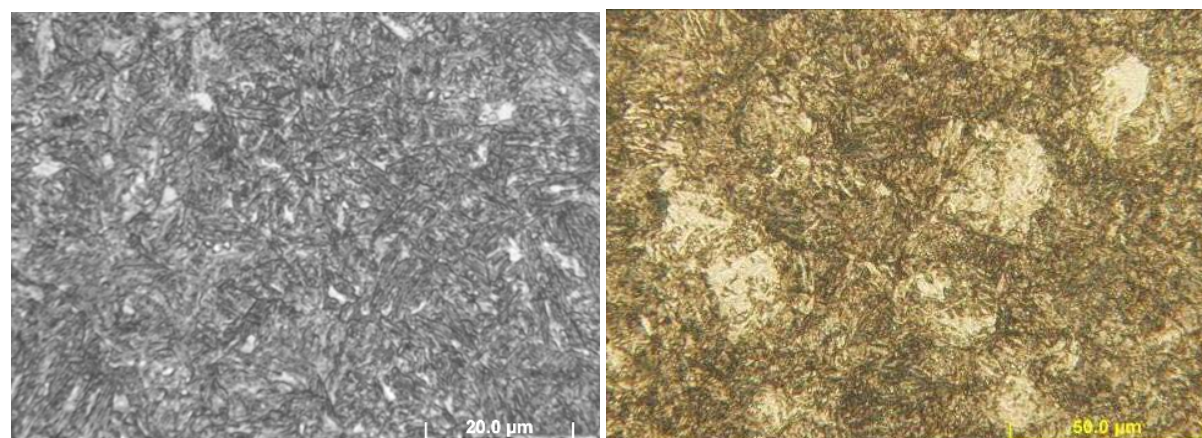
F2-104. ábra – Élezési kísérletekben képződött sorják, jellegzetes mikrorepedésekkel, mély és éles mikrobarrázdákkal, felületi felszakadásokkal és fogszalagfelületrészes-leszakadásokkal



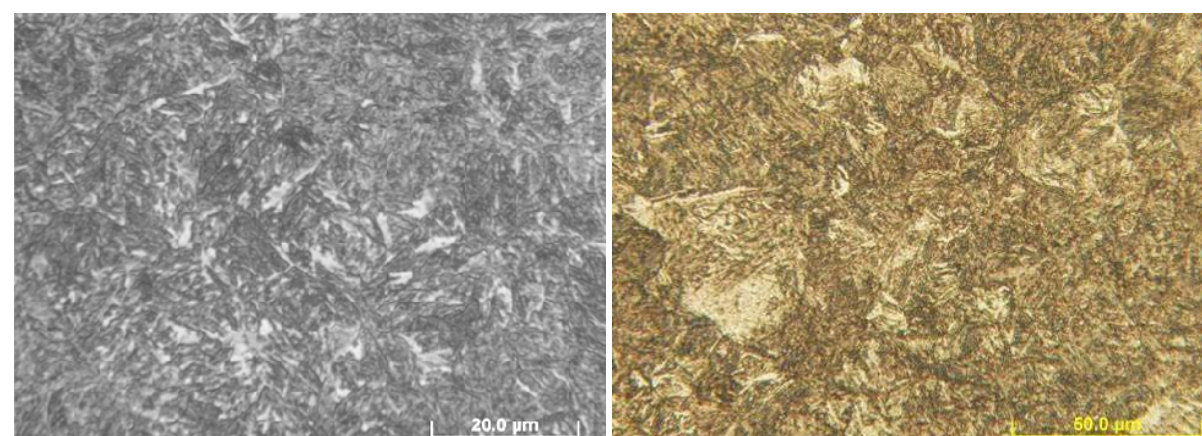
### 3. függelék: A 3. fejezethez tartozó szemléltetés



a) Minta: S2-C75Cr,  $d_{Ap} = 29 \mu\text{m}$  b)



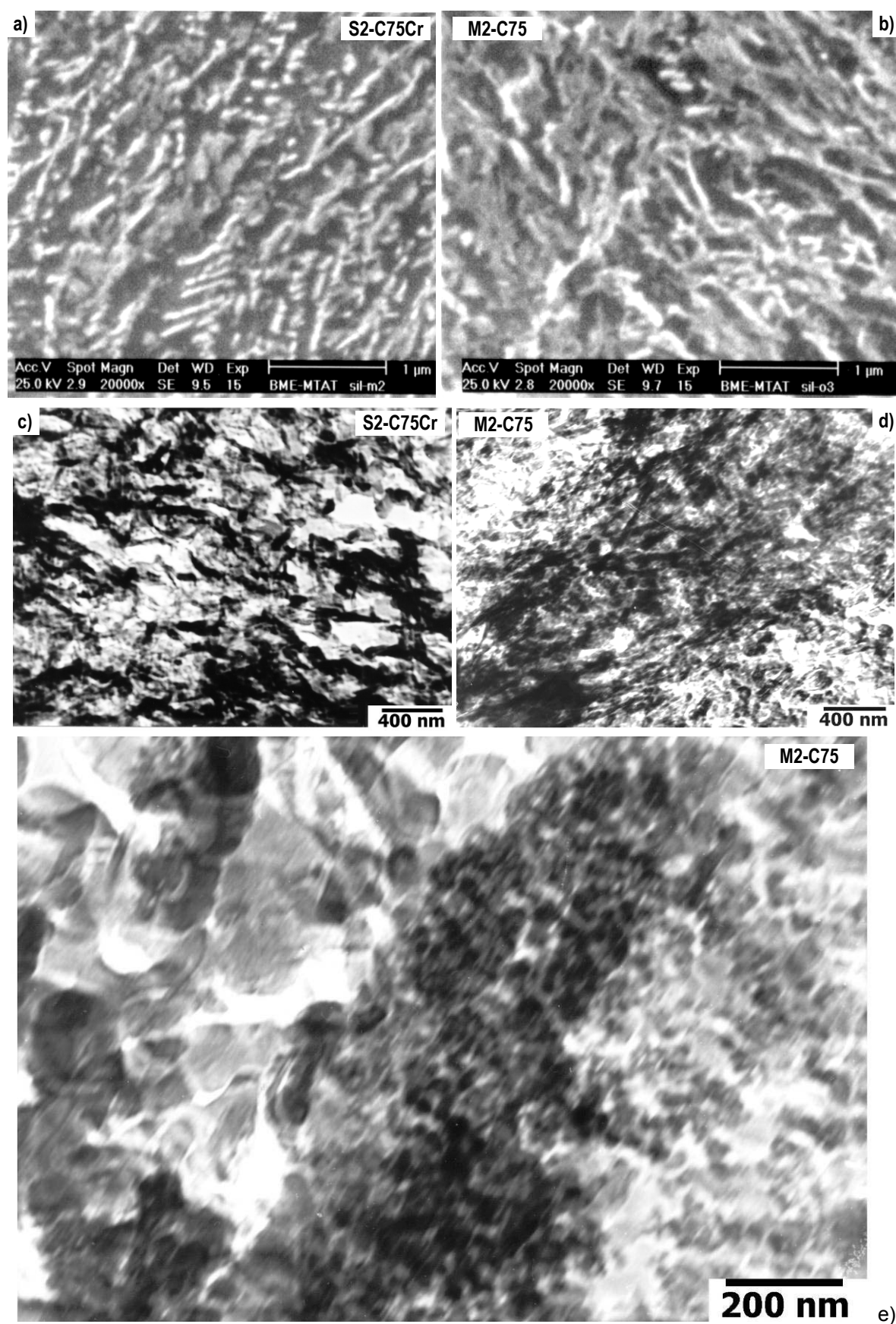
c) Minta: F1-C75,  $d_{Ap} = 21,2 \mu\text{m}$  d)



e) Minta: M2-C75,  $d_{Ap} = 20,8 \mu\text{m}$  f)

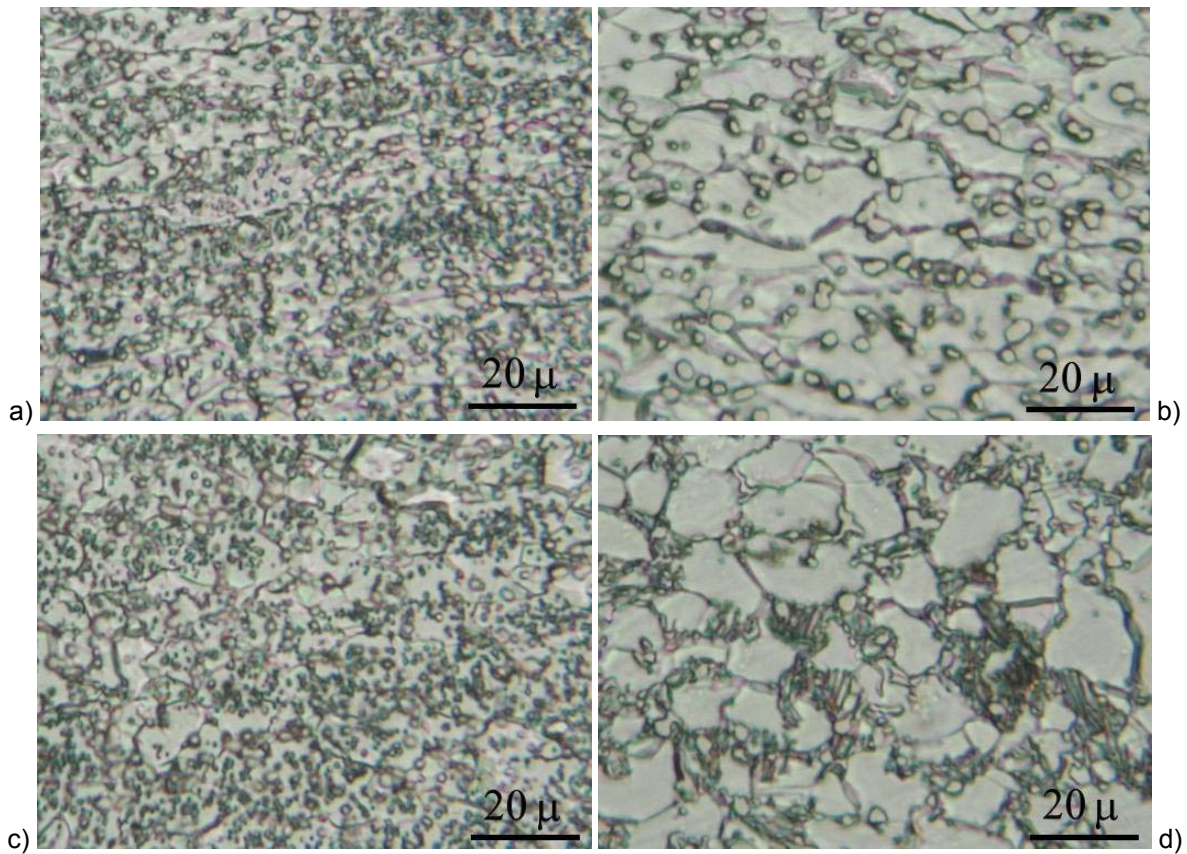
F3-1. ábra – A szövetszerkezet Nitállal (a, c, e) és sósavas Pikrállal marva (b, d, f)



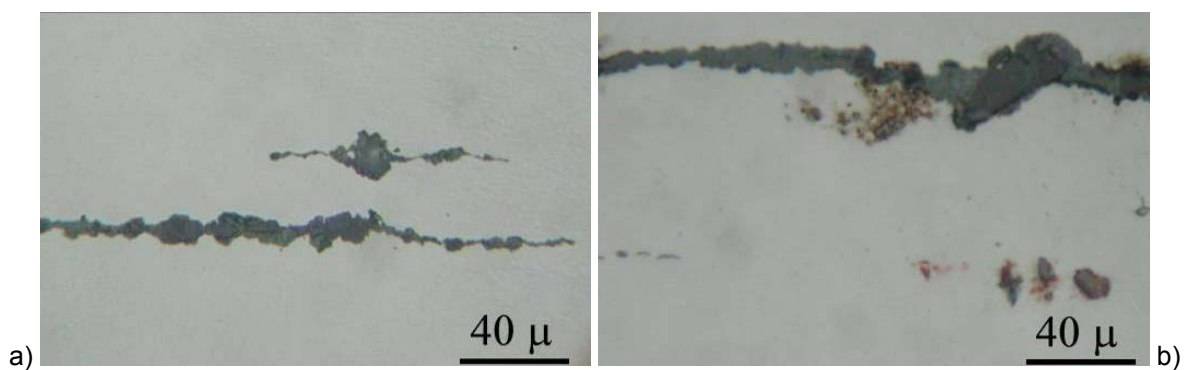


F3-2. ábra – Maratott csiszolatról készült pásztázó elektronmikroszkópi szövetkép (a, b); replikáról készített transzmissziós elektronmikroszkópi kép (c, d, e) (a minta-előkészítést *Fábián Réka Enikő*, a vizsgálatot *Takács Józsefné* végezte a Bay-ATI-ban)

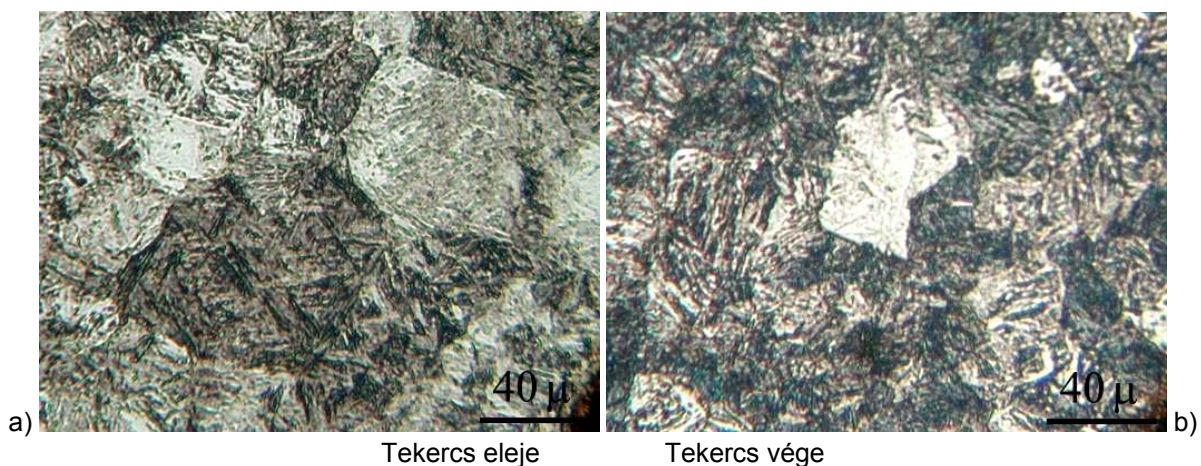




F3-3. ábra – A tekercs belső (a, c) és külső végének szövetszerkezet (b, d) lágyítás után

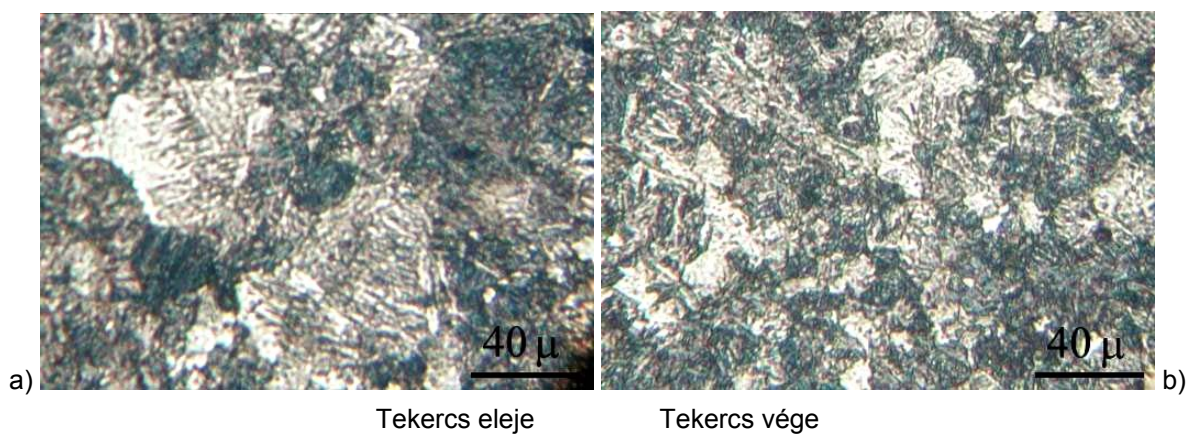


F3-4. ábra – Középvonali dúsulási salakzárványok C60-as nemesített acélszalagból (8330-as tekercs) származó minta hosszcsiszolatán

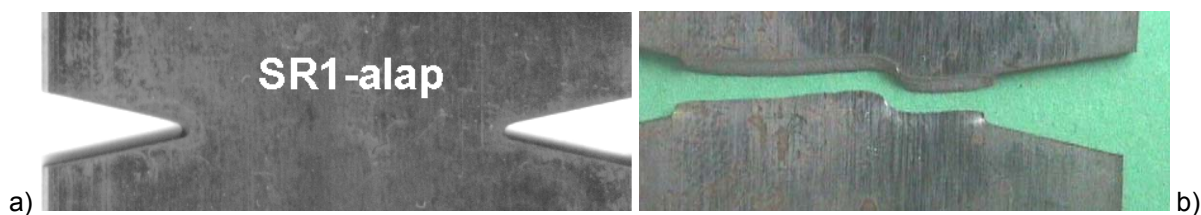


F3-5. ábra – A 18037/8314-es tekercs, 1. ág ( $v_n = 2,8$  m/perc;  $s = 1,0$  mm) két végéről kivett minta az elsődleges ausztenit szemcsehatárookra marva sósavas Pikrállal

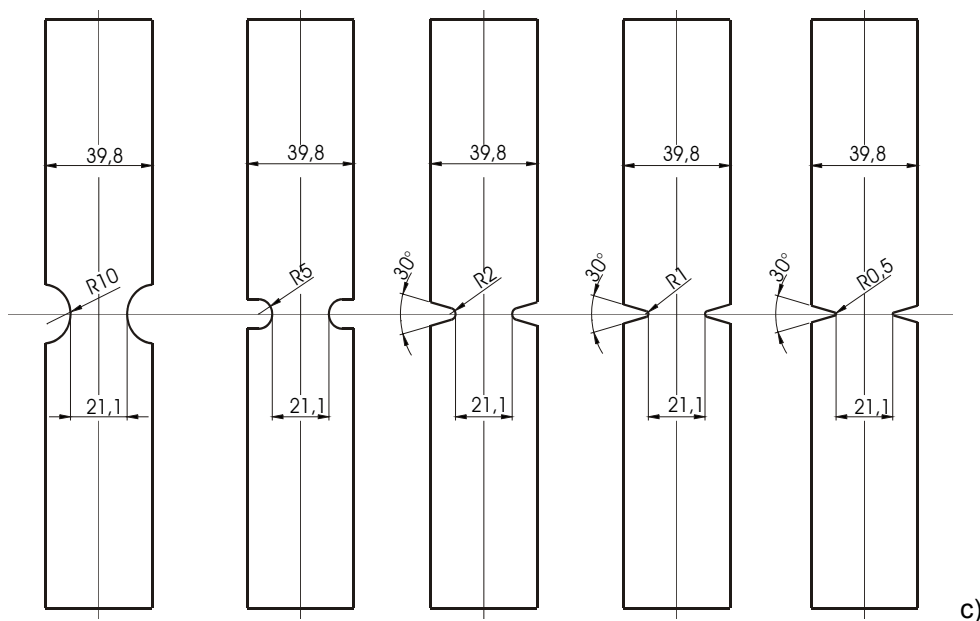




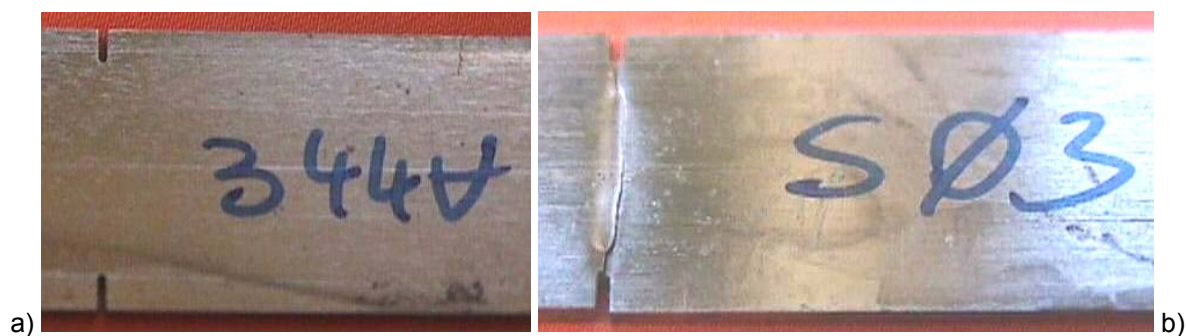
F3-6. ábra – A 18035/8330-as tekercs 4. ág két végéről kivett minta az elsődleges ausztenit szemcsehatárookra marva ( $v_h = 3,8$  m/perc;  $s = 0,8$  mm)



F3-7. ábra –  $r = 1,0$  mm sugárral bemetszett próbatest részlete a szakítás előtt és az után

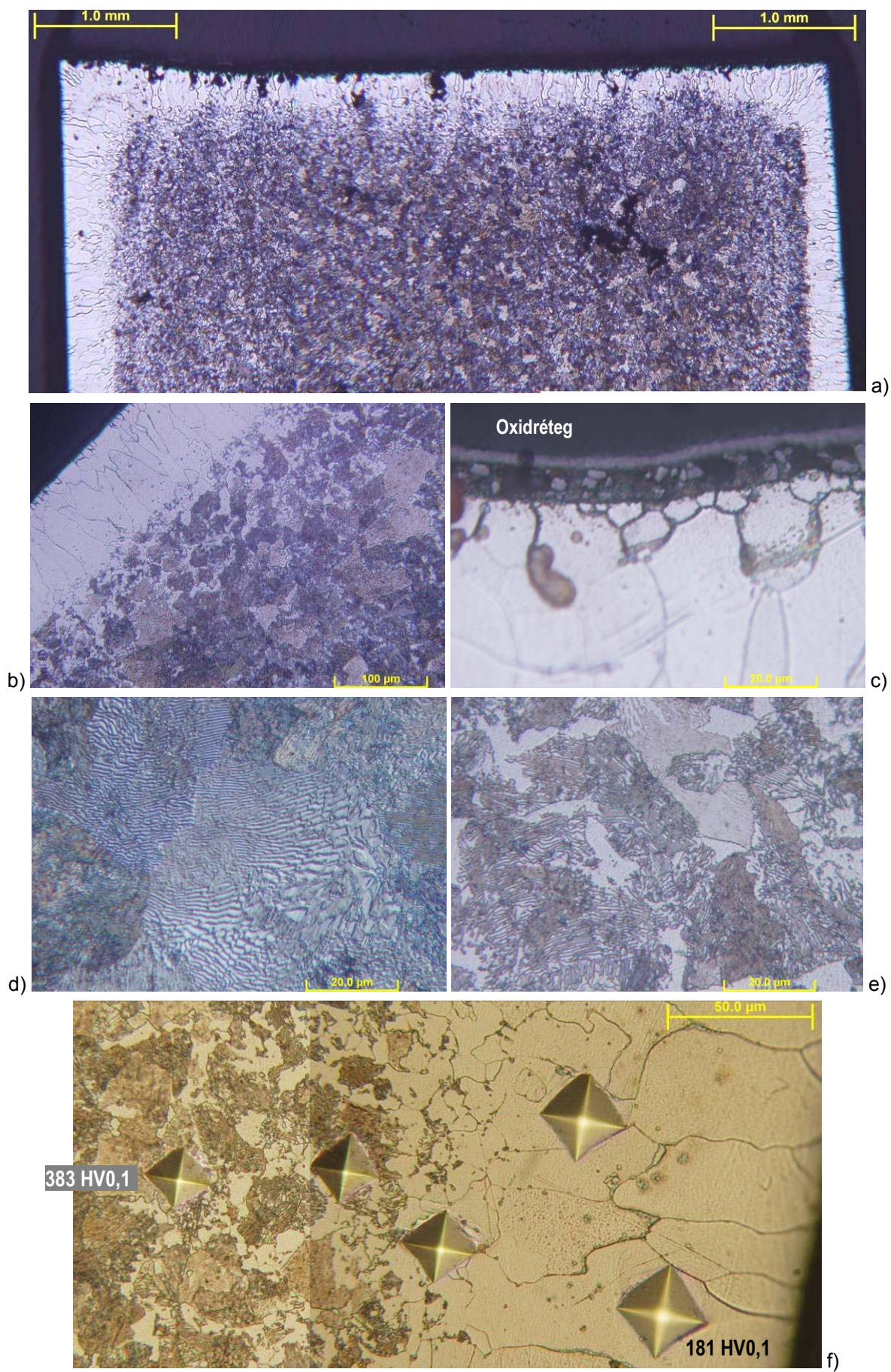


F3-8. ábra – A szakítóvizsgálathoz és a fárasztóvizsgálathoz készített bemetszett próbatestek mérete; a hosszúság 220 mm



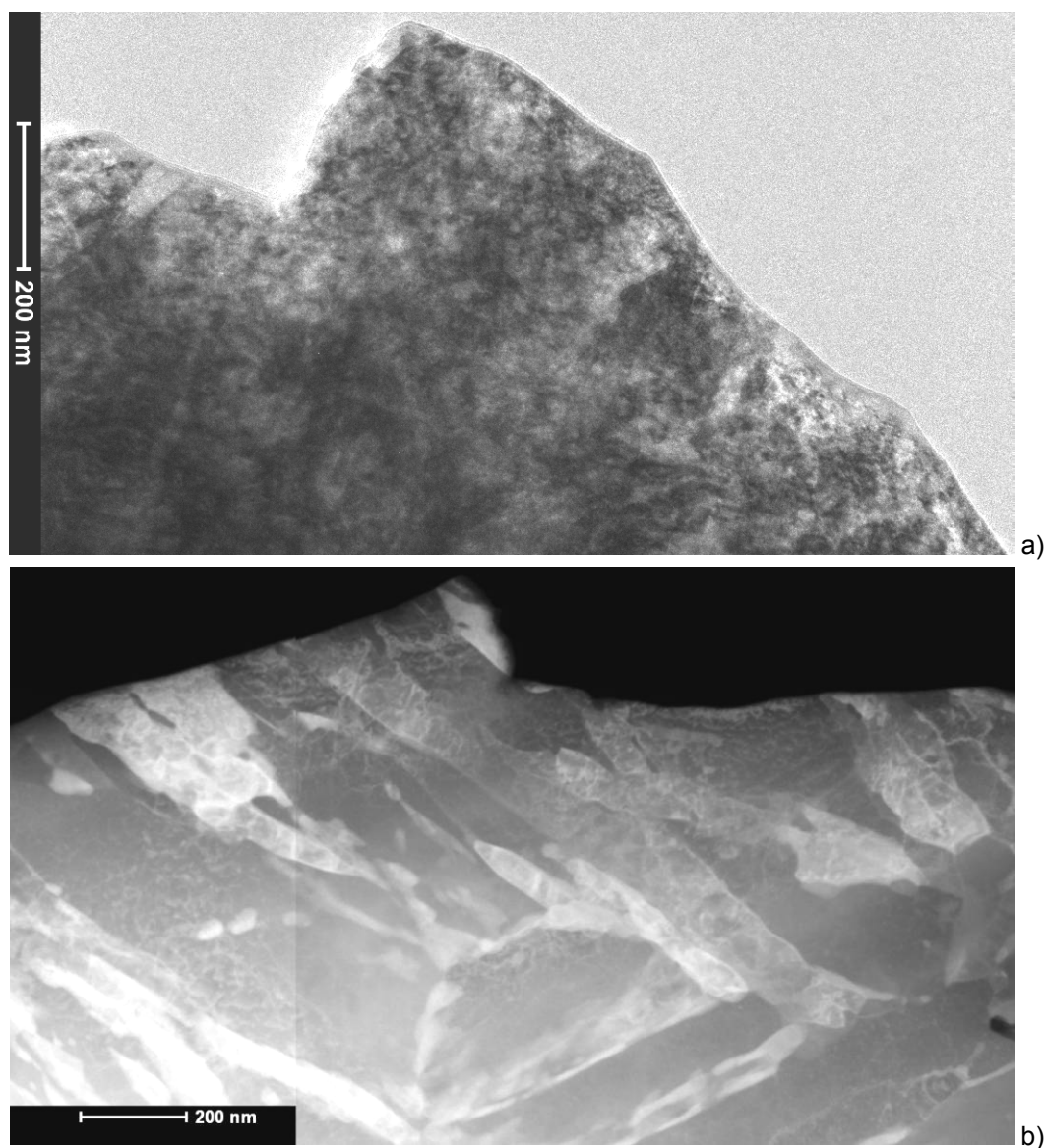
F3-9. ábra – 10 mm széles, bemetszett fárasztópróbatestek részlete vizsgálat előtt (a) és után (b)





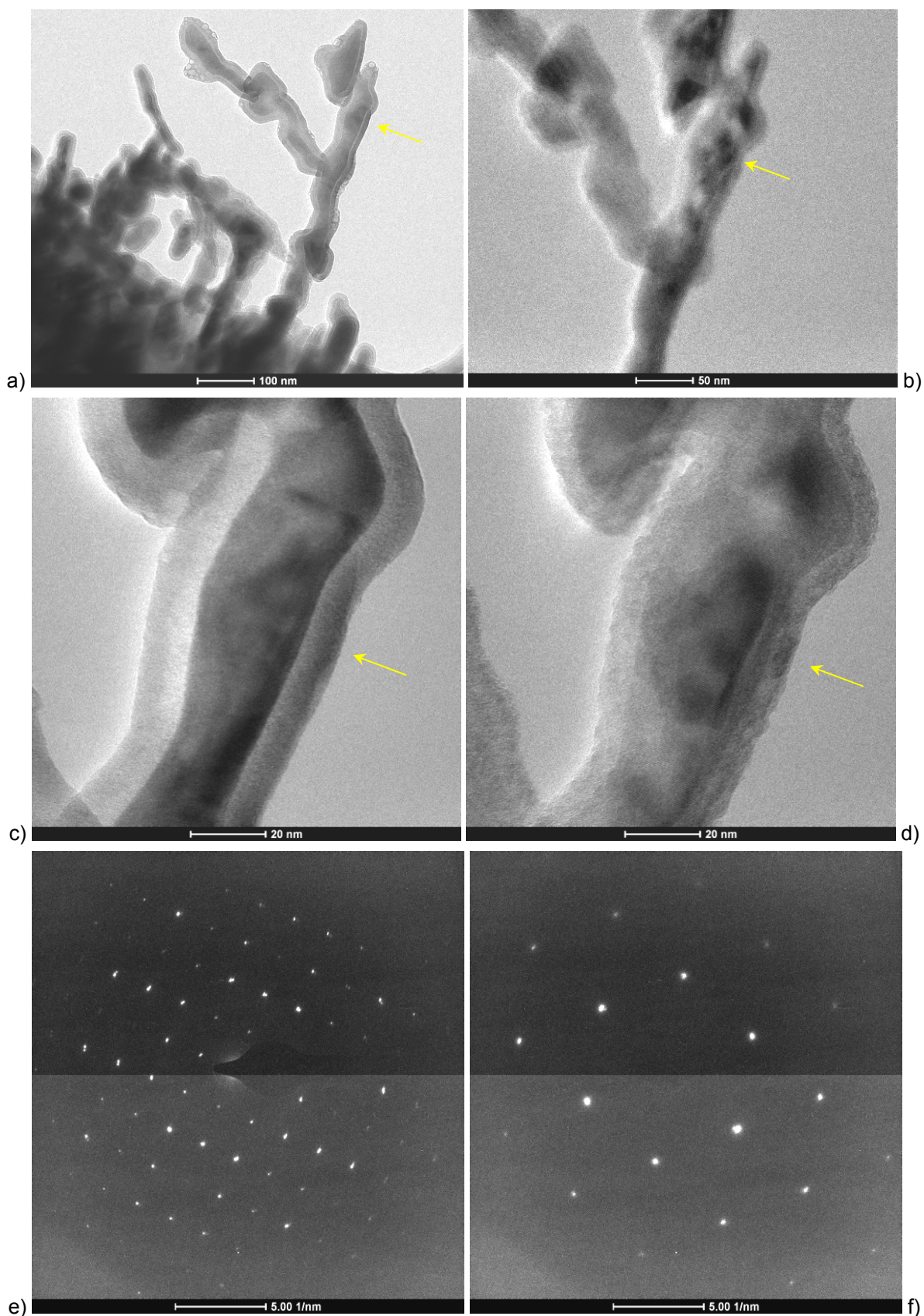
F3-10. ábra – A termoanalitikai mérés során dekarbonizálódott a minták felülete





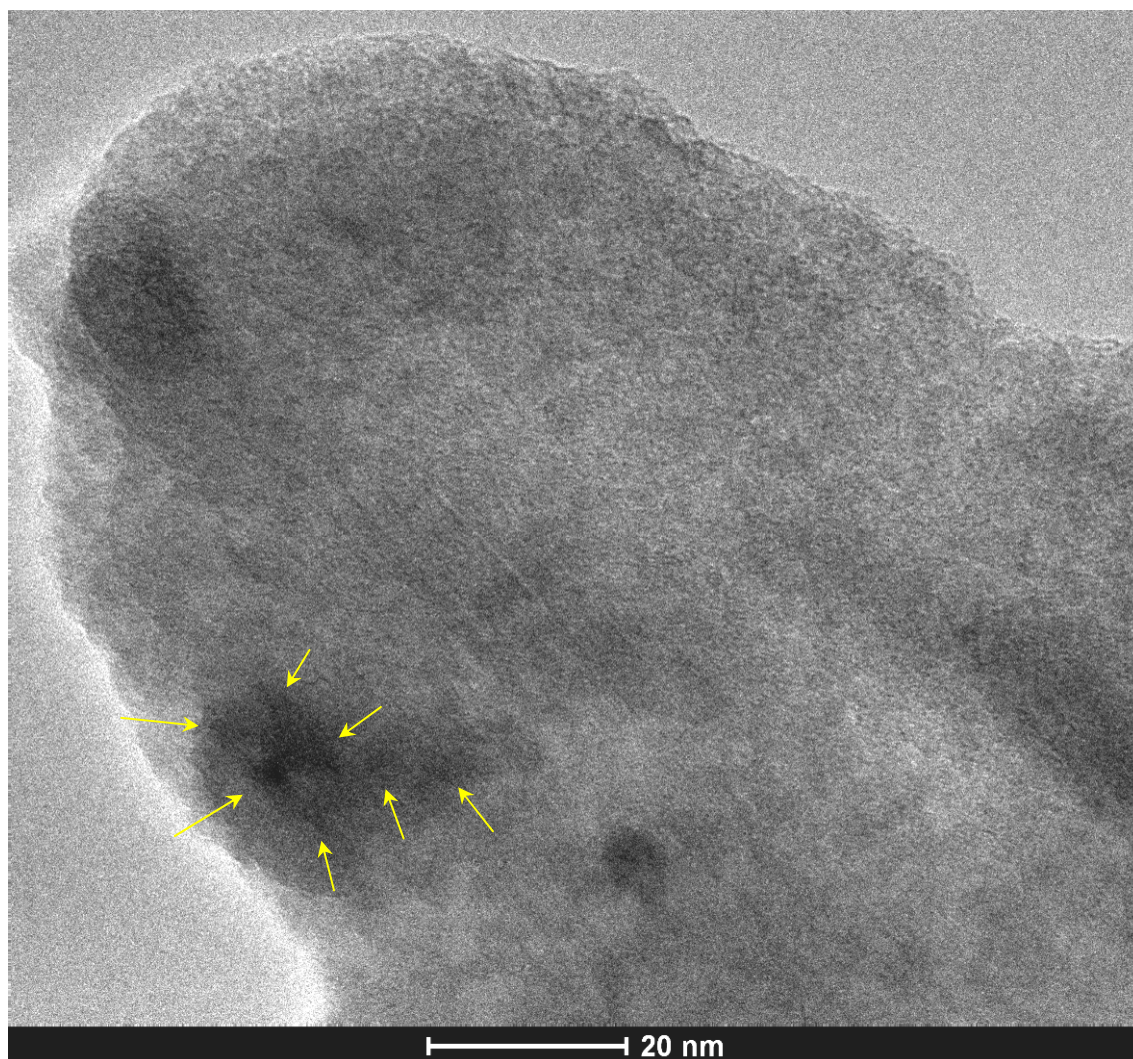
F3-11. ábra – Ck75-173-as minta: a fólia pereméről készített BFTEM-kép (a) és STEM-kép (b). Az eutektoidos acélokra jellemző martenzit eredeti, cellás-köteges-léces (ún. vegyes) morfológiája a martenzit megeresztése után is jól láthatóan megőrződött. Az elektrolitikus maratással lyukasztott fóliákat *Fábián Réka Enikő* készítette a Bay-ATI-ban, a transzmissziós elektronmikroszkópos (TEM-) vizsgálatot *Pekker Péter* végezte a Bay-Nano intézetben, FEI / Technai G2 típusú transzmissziós elektronmikroszkóppal (katód: LaB<sub>6</sub>, pontfelbontás: 2,4 Å)



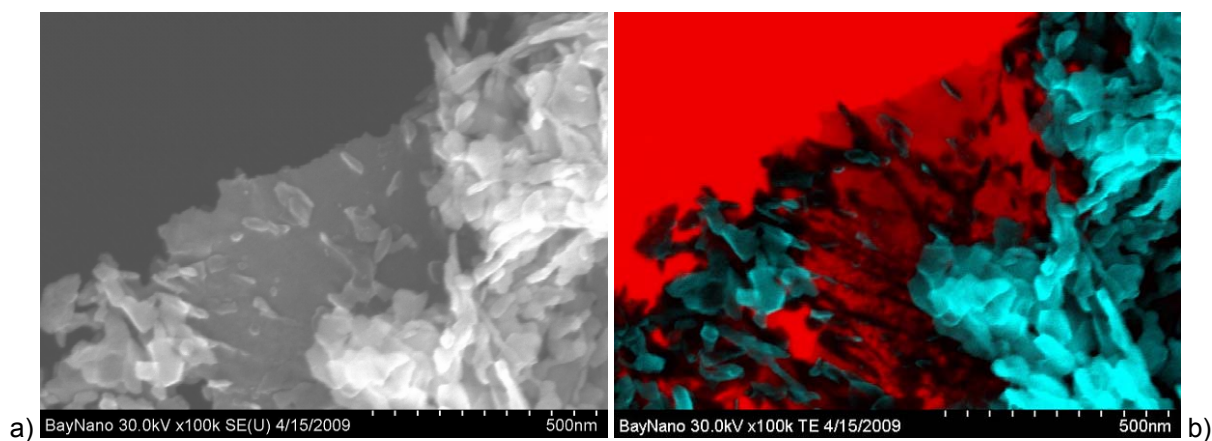


**F3-12. ábra** – Ck75-173-as minta: a fólia peremének egy átvilágítható részéről készített BFTEM-képek (a-d). A nyilak ugyanarra a részletre mutatnak rá, de a képek nagyítása, illetve a fókuszálás esetenként eltérő.  
A ferrit mátrix (e) és egy cementittrög (f) diffrakciós képe



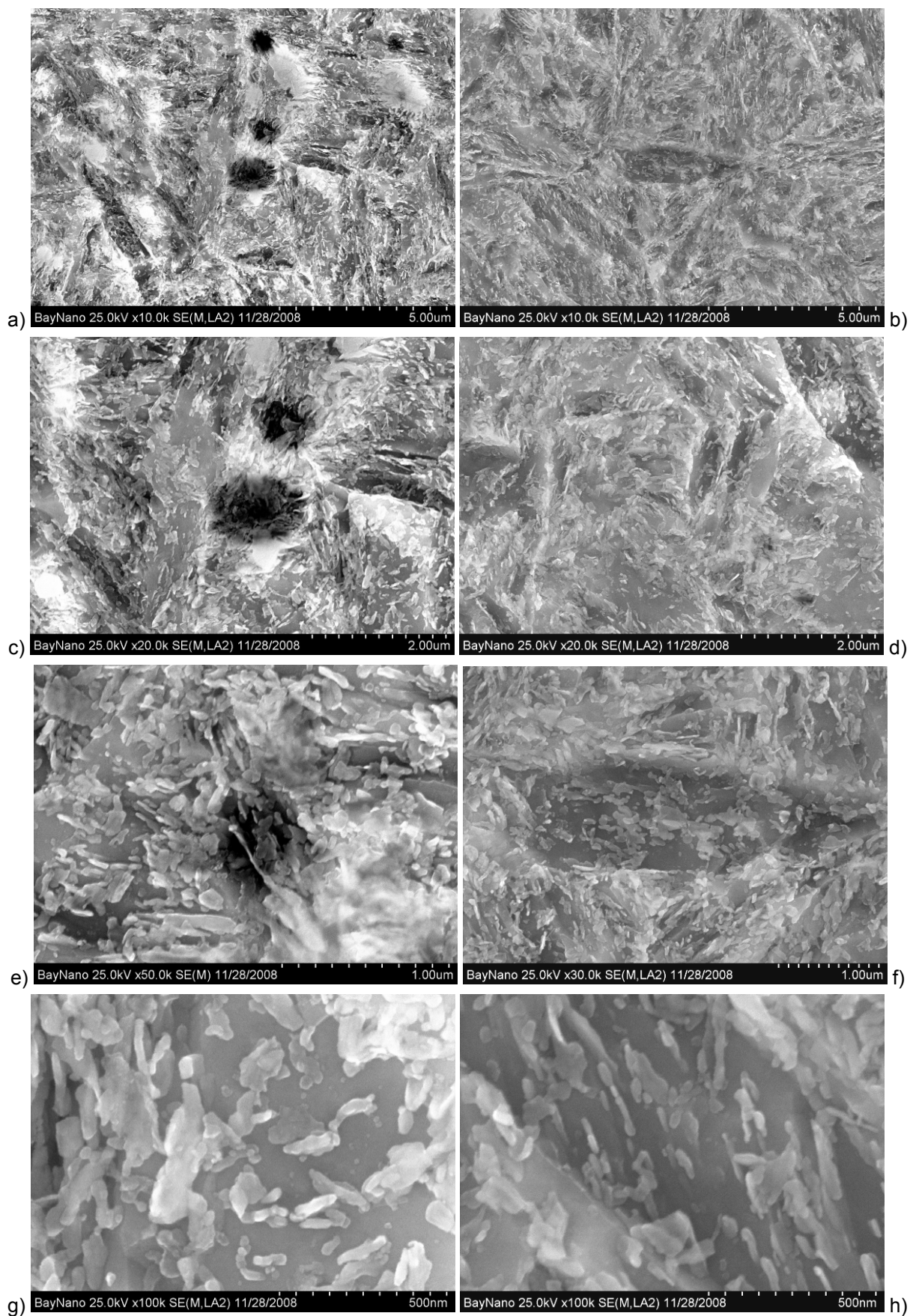


F3-13. ábra – A C75-173-as minta STEM-képe (a); a fólia pereméről készült BFTEM-képek (b-e). A nyilak az aggregálódott, egészen finom cementitrögöcskéket mutatják



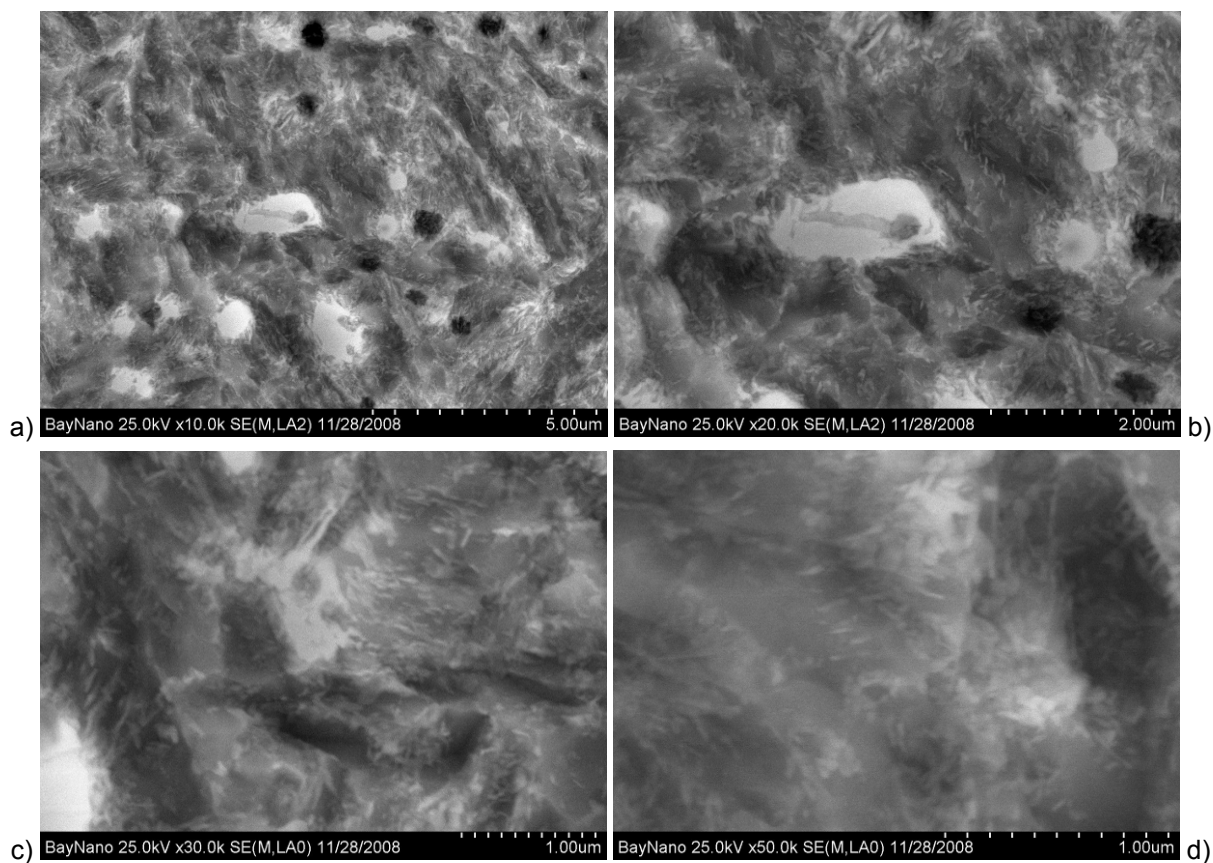
F3-14. ábra – F1-C75 acél; elektrolitos maratással lyukasztott fóliáról készült SEM-képek; a fóliákat *Fábián Réka Enikő* készítette a Bay-ATI-ban, a pásztázó elektronmikroszkópos (SEM-) vizsgálatot *Hegmann Norbert* végezte a Bay-Nano intézetben, Hitachi S-4800 típusú pásztázó elektronmikroszkóppal



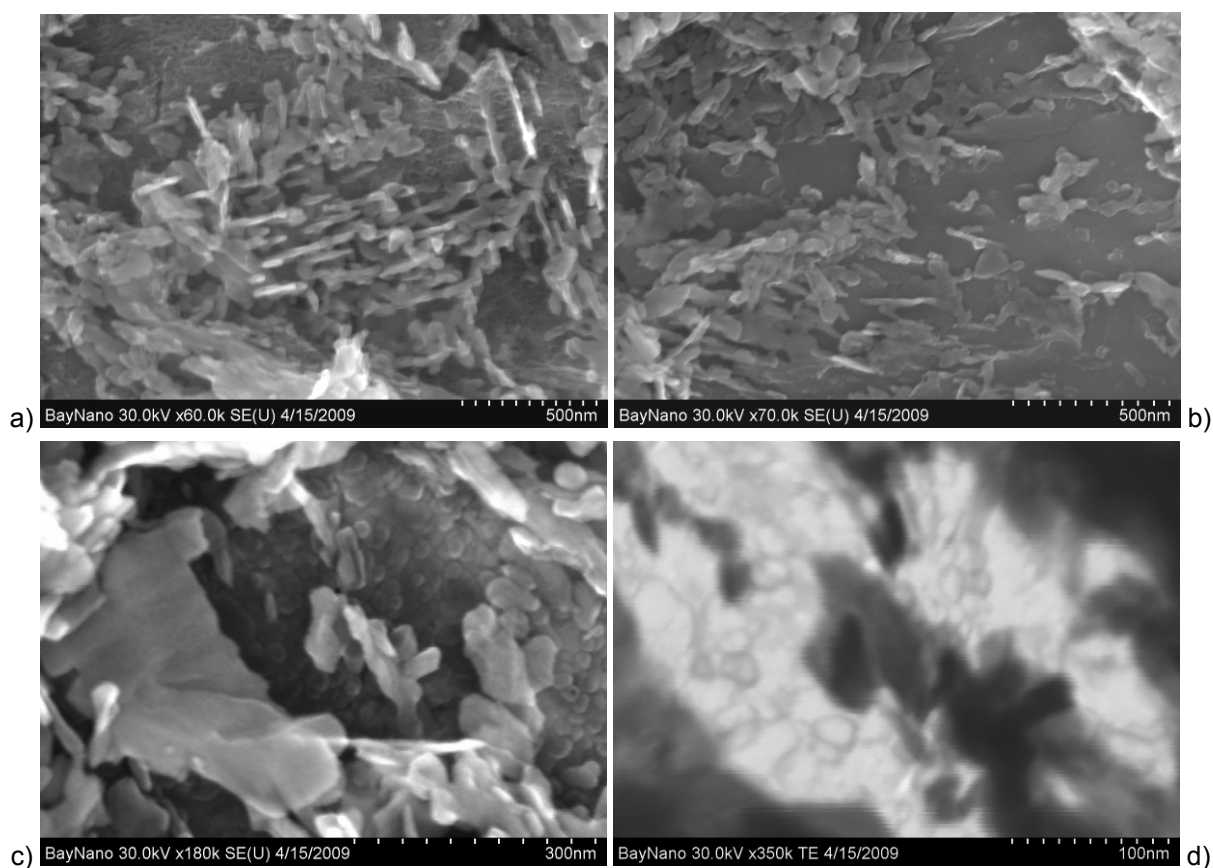


F3-15. ábra – Maratott csiszolatról készült SEM-képek; M3-87 (balra) és M3-173 minta (jobbra)



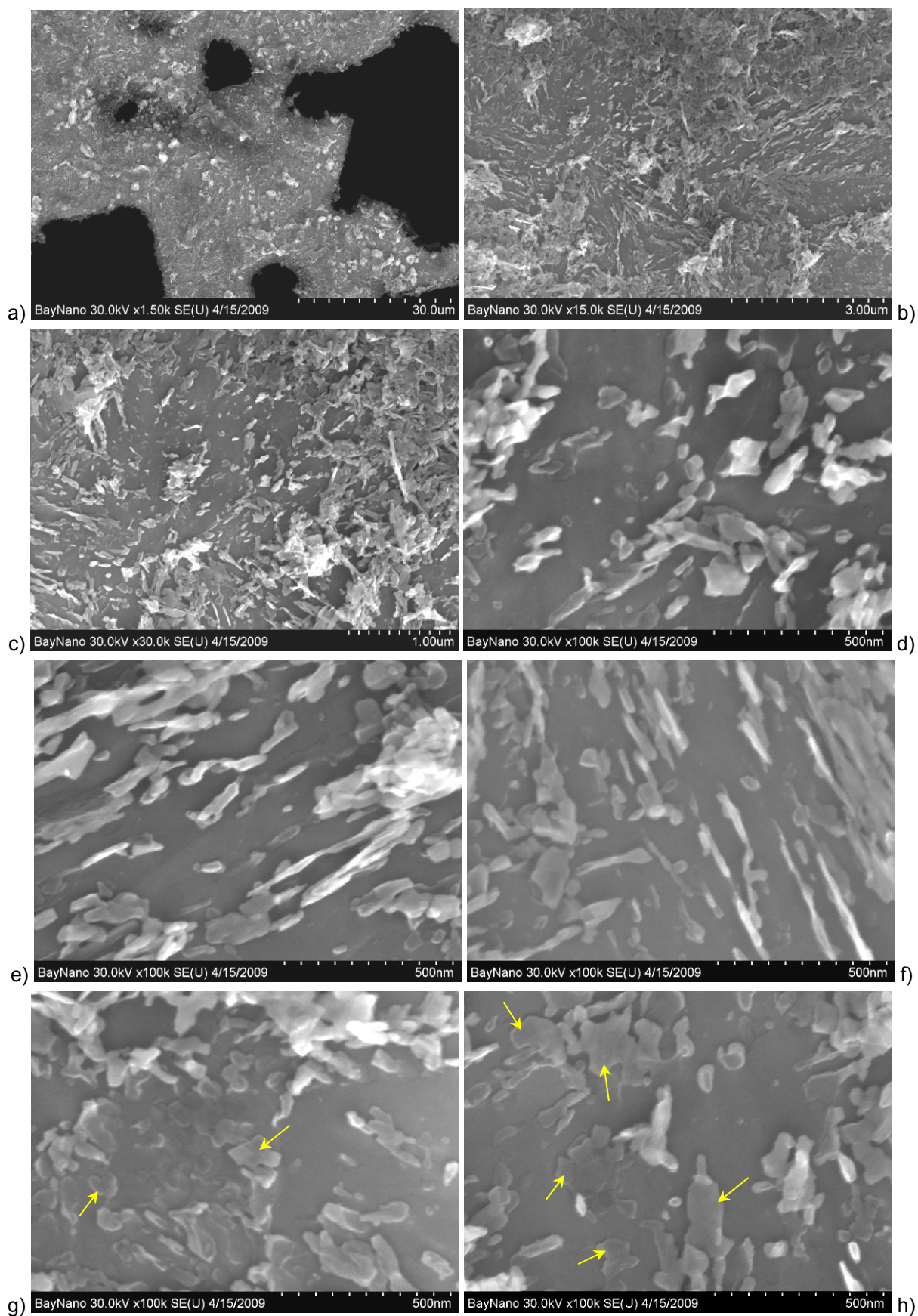


F3-16. ábra – Az F1-C75 minta maratott csiszolatáról készült SEM-képek

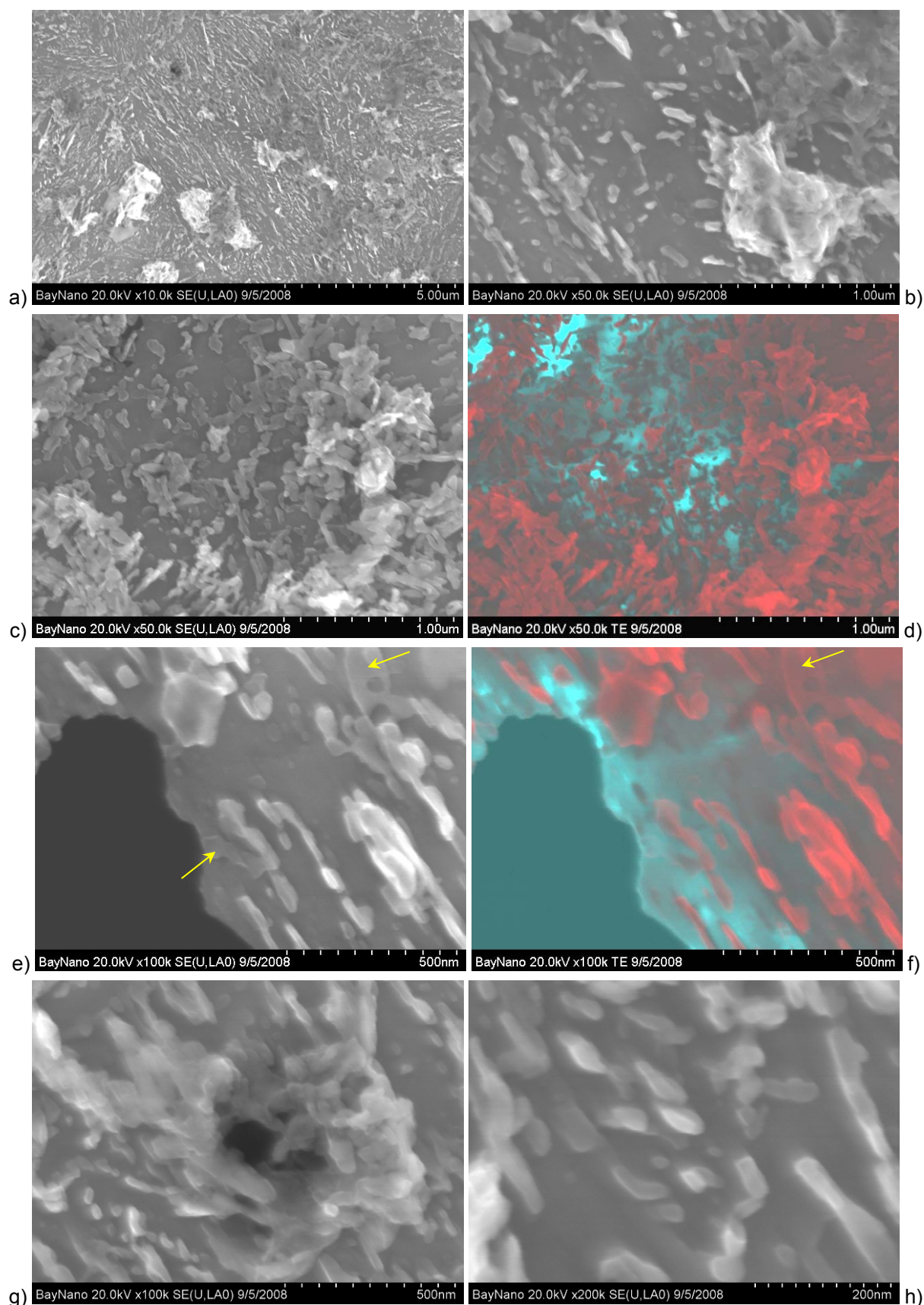


F3-17. ábra – Az F1-C75 minta elektrolitikus maratással lyukasztott fóliájáról készült SEM-képek



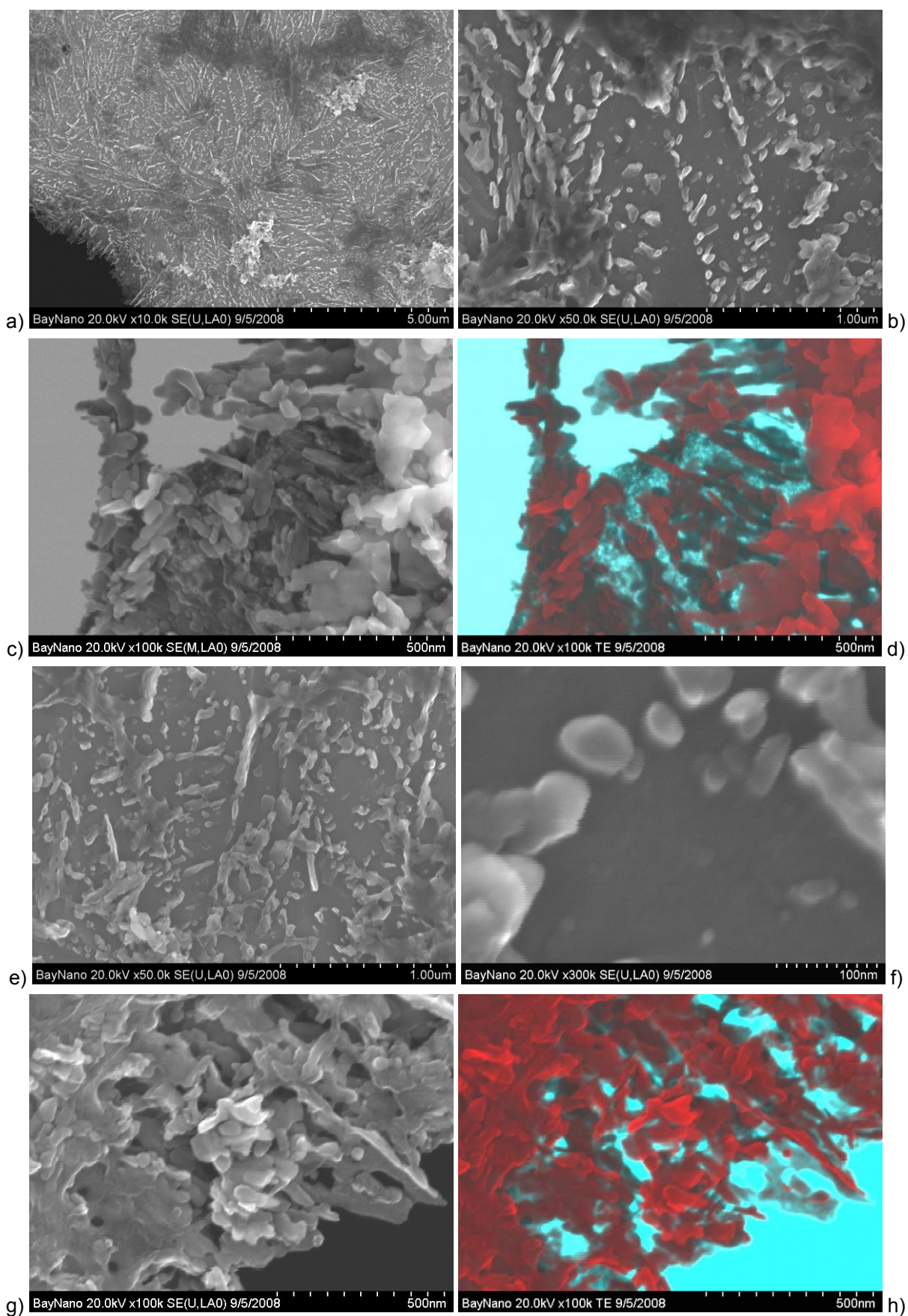


F3-18. ábra – Az F1-C75 minta elektrolitikus maratással lyukasztott fóliájáról készült SEM-képek



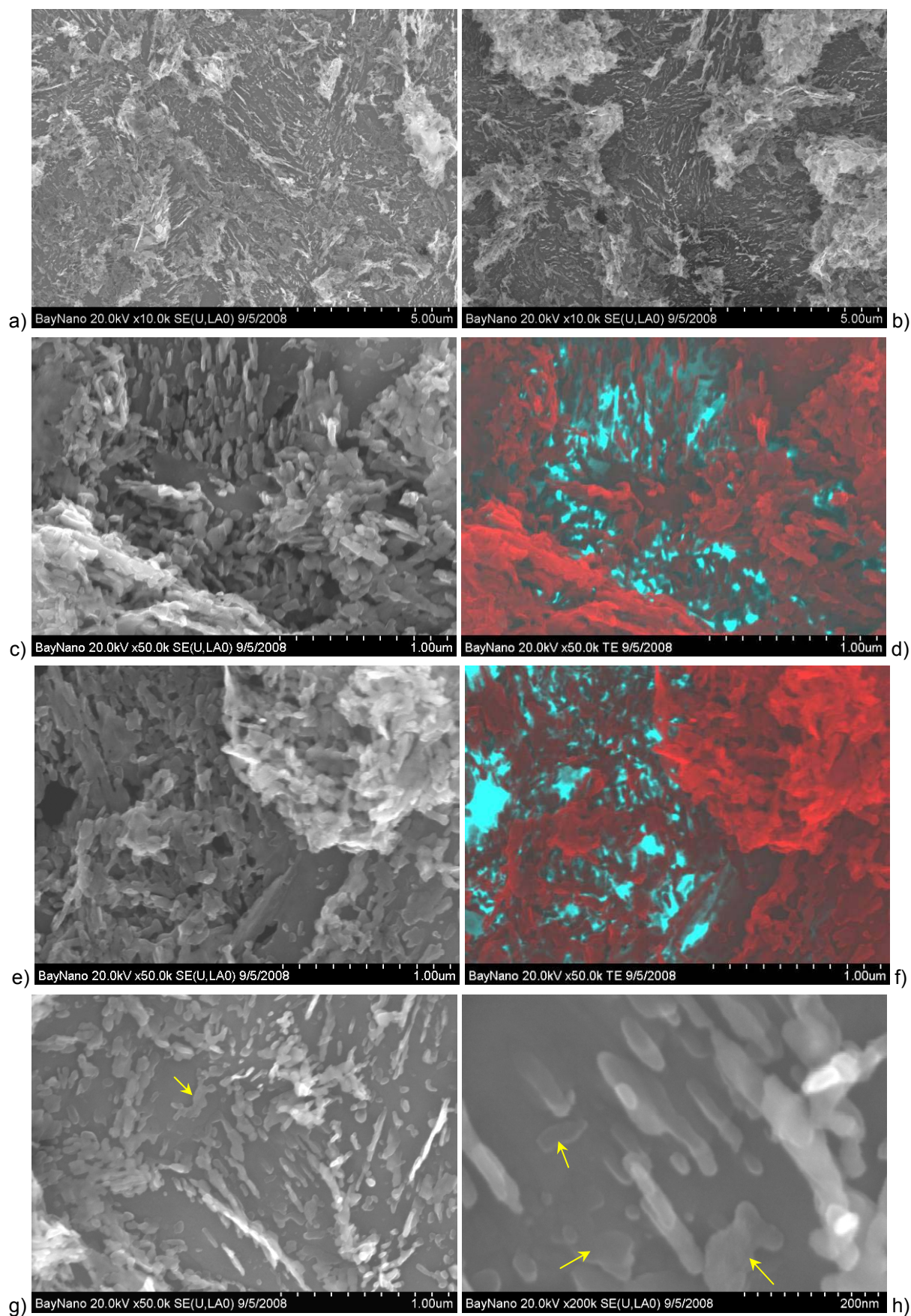
**F3-19. ábra** – Az M3-151 minta elektrolitikus maratással lyukasztott fóliájáról készült SEM-képek; a nyilak a maradék ausztenit lemezekre mutatnak





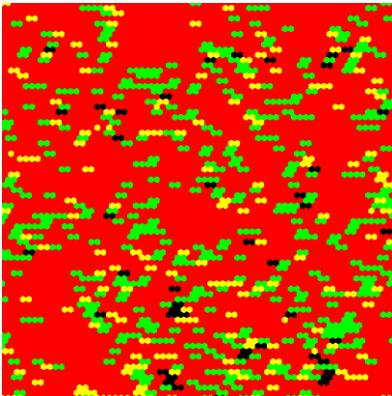
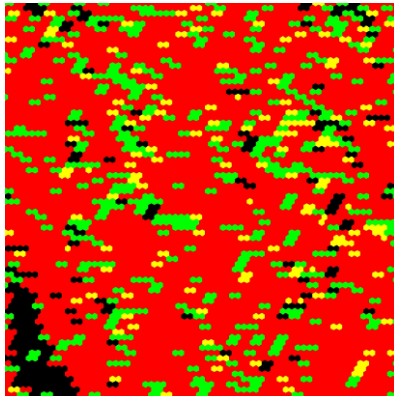
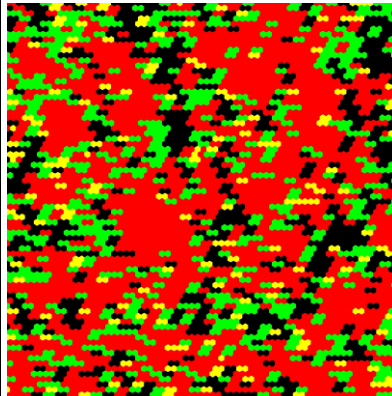
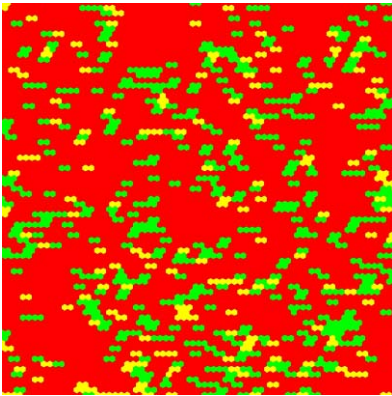
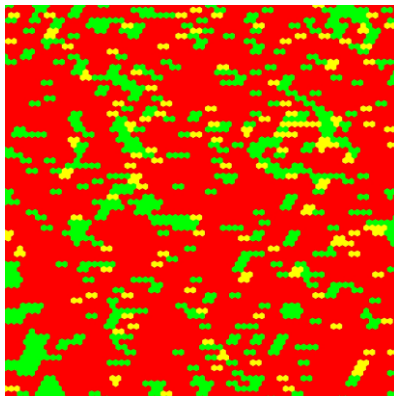
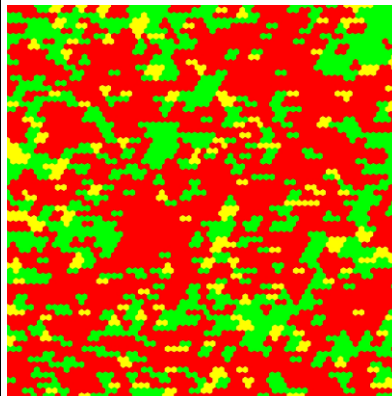
F3-20. ábra – Az M3-173 minta elektrolitikus maratással lyukasztott fóliájáról készült SEM-képek



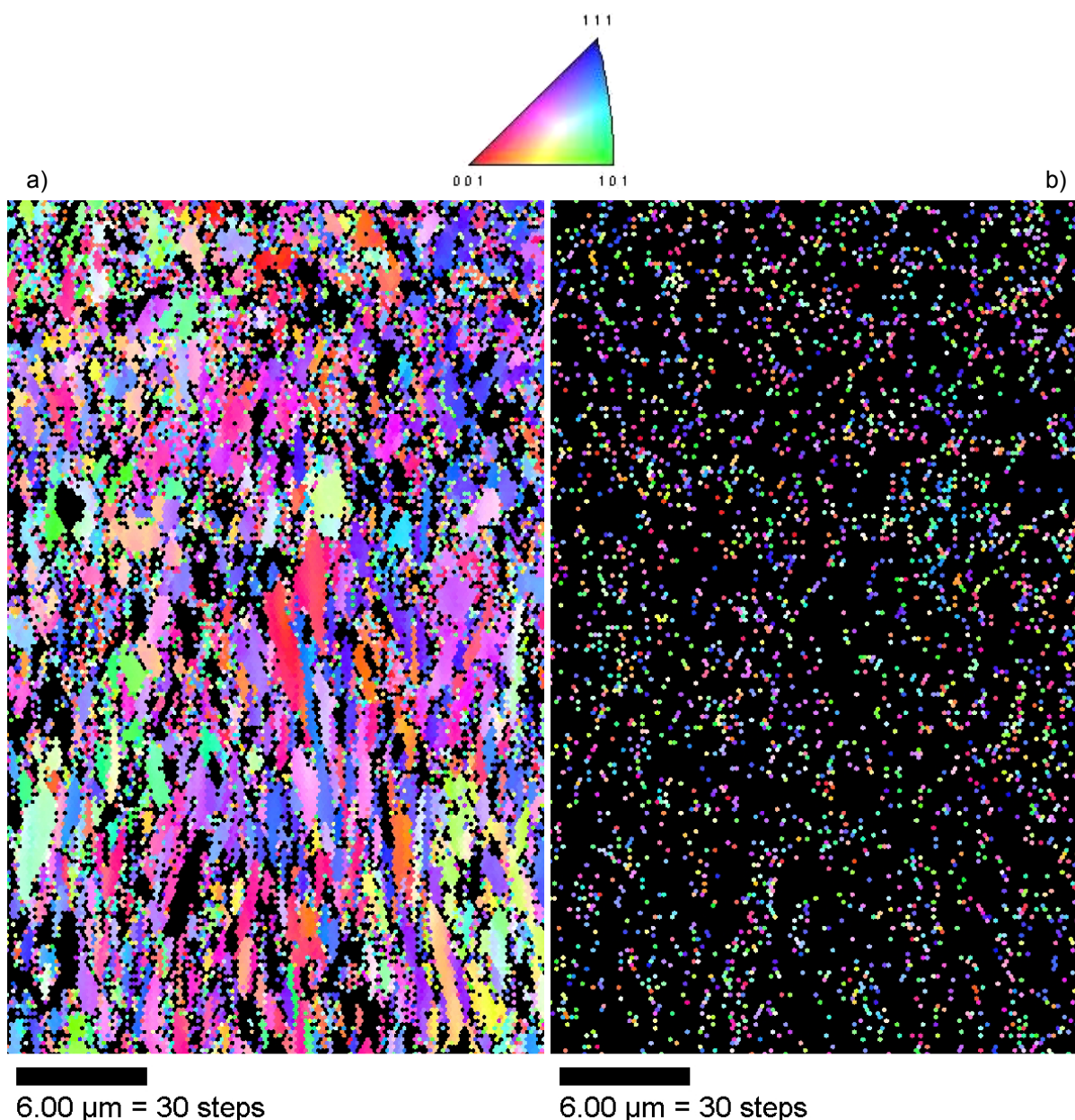


F3-21. ábra – Az M3-191 minta elektrolitikus maratással lyukasztott fóliájáról készült SEM-képek; a nyilak a maradék ausztenit lemezekre mutatnak



Minta: M1-C75 Pontok száma: 5121 (98,3%) Jó pontok száma: 5033 Méret: X=19,80 $\mu$ m Y=19,75 $\mu$ m Léptetés: 0,30 $\mu$ m ACI: 0,12 AIQ: 45,36 AF: 1,73° MBM: 2,0° NBS: 8630 LBS: 1,49476 mm	Minta: F1-C75 Pontok száma: 5121 Jó pontok száma: 4783 (93,4%) Méret: X=19,80 $\mu$ m Y=19,75 $\mu$ m Léptetés: 0,30 $\mu$ m ACI: 0,14 AIQ: 43,76 AF: 1,68° MBM: 2,0° NBS: 8326 LBS: 1,4421 mm	Minta: S1-C75Cr Pontok száma: 5121 (79,1%) Jó pontok száma: 4053 Méret: X=19,80 $\mu$ m Y=19,75 $\mu$ m Léptetés: 0,30 $\mu$ m ACI: 0,12 AIQ: 36,65 AF: 1,59° MBM: 2,0° NBS: 6090 LBS: 1,05482 mm
a1) Minta: M1-C75  <p> <math>\alpha</math>-vas: 0,761 <math>\rightarrow</math> 0,773  <math>\text{Fe}_3\text{C}</math>: 0,161 <math>\rightarrow</math> 0,164  <math>\gamma</math>-vas: 0,062 <math>\rightarrow</math> 0,063  hibás pont: 0,016 <math>\rightarrow</math> 0,000 </p>	b1) Minta: F1-C75  <p> <math>\alpha</math>-vas: 0,721 <math>\rightarrow</math> 0,772  <math>\text{Fe}_3\text{C}</math>: 0,16 <math>\rightarrow</math> 0,171  <math>\gamma</math>-vas: 0,053 <math>\rightarrow</math> 0,057  hibás pont: 0,066 <math>\rightarrow</math> 0,000 </p>	c1) Minta: S1-C75Cr  <p> <math>\alpha</math>-vas: 0,510 <math>\rightarrow</math> 0,645  <math>\text{Fe}_3\text{C}</math>: 0,219 <math>\rightarrow</math> 0,277  <math>\gamma</math>-vas: 0,062 <math>\rightarrow</math> 0,078  hibás pont: 0,209 <math>\rightarrow</math> 0,000 </p>
a2) Minta: M1-C75  <p> <math>\alpha</math>-vas: 0,771  <math>\text{Fe}_3\text{C}</math>: 0,166  <math>\gamma</math>-vas: 0,064 </p>	b2) Minta: F1-C75  <p> <math>\alpha</math>-vas: 0,761  <math>\text{Fe}_3\text{C}</math>: 0,186  <math>\gamma</math>-vas: 0,054 </p>	c2) Minta: S1-C75Cr  <p> <math>\alpha</math>-vas: 0,611  <math>\text{Fe}_3\text{C}</math>: 0,304  <math>\gamma</math>-vas: 0,086 </p>
Termoelektromos erő S = 6478 nV/°C	Termoelektromos erő S = 6227 nV/°C	Termoelektromos erő S = 5236 nV/°C

**F3-22. ábra** – Az a1), b1) és c1) ábrán az EBSD-vizsgálattal azonosított fázisok térképe látható; itt a fekete színű pontok az automatikusan nem azonosított – hibás – pontokat jelölik. Az a2-c2) ábrán a szoftveres tisztogatás után kapott fázistérképek láthatók. A képek alatt a fázisok relatív mennyisége van megadva. Az a1-c1) ábra képei alatt a relatív fázishányad értékeit a hibás pontokkal is, illetve azok kivétele után is, tehát a csak az automatikusan azonosított pontokra vonatkoztatott relatív mennyiségükkel is megadtam. Az elemzéseket és az értékelést csak az automatikusan azonosított pontok adatai alapján végeztem

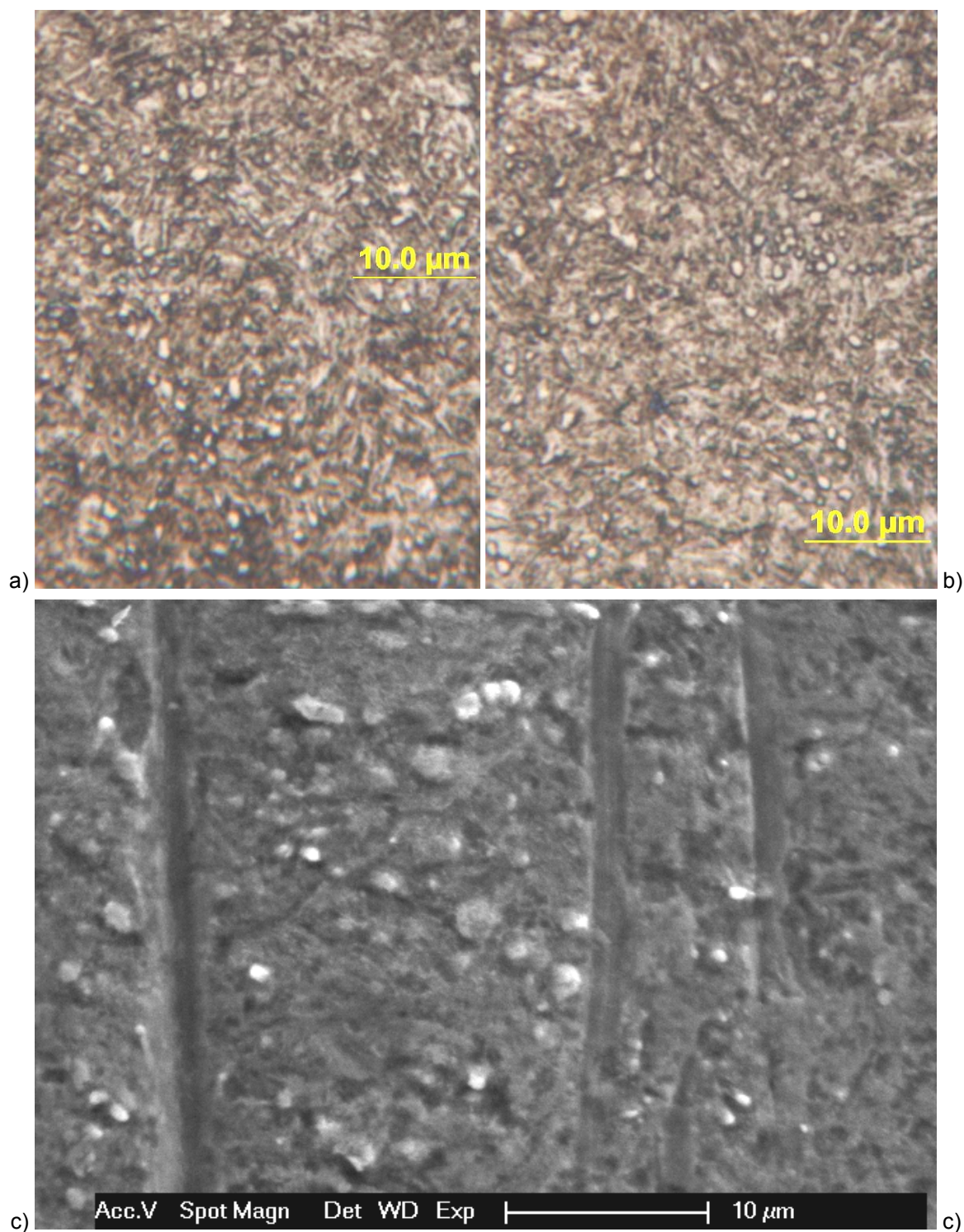


**F3-23. ábra** – Az S1-C75Cr mintáról készített EBSD-fázistérképek: a megeresztett martenzit ferritje (a) és a maradék ausztenit (b). A mérés során a minta felületén egy  $25 \times 45 \mu\text{m}$ -es tartományt pásztáztunk  $0,2 \mu\text{m}$ -es lépésekkel, és a cementitet kizártuk. A legkisebb átlagos szemcseméret  $0,31 \mu\text{m}$ ; ez lényegében megfelel az elektronnyaláb által gerjesztett folt átmérőjének. Az értékelhető pontok aránya  $80,7\%$ , de az F1-C75 mintán csak  $18\%$ , az M1-C75-nél pedig csak  $4,3\%$ ; így azokat nem is értékelem. A megeresztett martenzit ferrit-karbid elegyében a ferrit fáziselemei megőrzik a martenzit eredeti szemcsés-cellás-köteges-léces orientációviszonyait (ezt az F3-11.b ábrán is meg lehet figyelni). Jól elkülönülnek az elsődleges ausztenitzemcsék tartományai, a bennük képződött cellák és kötegek nagyszögű határai és azokon belüli a kisszögű martenzitléchatárok. Az  $5,7\%$ -nak mért maradék ausztenit fázistérképén csak a kb.  $0,3$  mikrométernél nagyobb részek látszanak, de a képelemzős értékelések így is rámutattak arra, hogy az ausztenit nagyon diszperz eloszlású, a köteg- és cellahatárokon jellemző a jelenléte. Az F1-C75 és az M1-C75 minták esetében a jóval finomabb karbidszerkezet megakadályozta az összehasonlításra alkalmas mérést. A finomabb karbidmérettel együtt jár, hogy döntően a gerjesztő elektronnyaláb méretéhez jóval közelebb eső és annál kisebb kiterjedésű tartományok reflektálnak, ugyanakkor a nagyobb mennyiségű mátrix-karbid határfelület gyakrabban okoz gyenge, kiértékelhetetlen diffrakciós választ



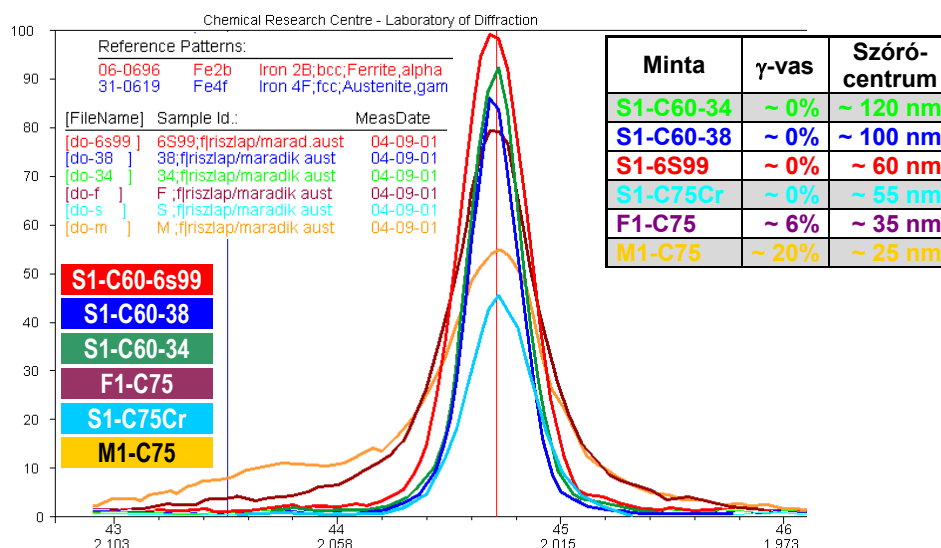
$\gamma$ -vas nélkül értékelve		$\gamma$ -vassal értékelve	
Minta: M3-151; S = 5752 nV/°C			
a1	a2	a3	a4
$\alpha$ -vas: 0,667 $\rightarrow$ 0,741 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,233 $\rightarrow$ 0,259 Hibás: 0,100 $\rightarrow$ 0,100	$\alpha$ -vas: 0,729 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,271	$\alpha$ -vas: 0,637 $\rightarrow$ 0,707 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,201 $\rightarrow$ 0,223 $\gamma$ -vas: 0,063 $\rightarrow$ 0,070 Hibás: 0,099 $\rightarrow$ 0,000	$\alpha$ -vas: 0,695 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,235 $\gamma$ -vas: 0,070
Minta: M3-173; S = 6332 nV/°C			
b1	b2	b3	b4
$\alpha$ -vas: 0,795 $\rightarrow$ 0,821 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,173 $\rightarrow$ 0,179 Hibás: 0,032 $\rightarrow$ 0,000	$\alpha$ -vas: 0,821 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,179	$\alpha$ -vas: 0,773 $\rightarrow$ 0,799 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,151 $\rightarrow$ 0,156 $\gamma$ -vas: 0,043 $\rightarrow$ 0,044 Hibás: 0,033 $\rightarrow$ 0,000	$\alpha$ -vas: 0,800 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,157 $\gamma$ -vas: 0,043
Minta: M3-191; S = 7004 nV/°C			
c1	c2	c3	c4
$\alpha$ -vas: 0,829 $\rightarrow$ 0,851 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,145 $\rightarrow$ 0,159 Hibás: 0,026 $\rightarrow$ 0,000	$\alpha$ -vas: 0,849 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,151	$\alpha$ -vas: 0,804 $\rightarrow$ 0,827 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,123 $\rightarrow$ 0,126 $\gamma$ -vas: 0,046 $\rightarrow$ 0,047 Hibás: 0,027 $\rightarrow$ 0,000	$\alpha$ -vas: 0,824 $\text{Fe}_3\text{C}$ : 0,129 $\gamma$ -vas: 0,047

F3-24. ábra – Az M3-as próbatestersorozat (270 db acélszalagminta) Seebeck-együttható tartománya két széléről és közepéről vett minták EBSD-vizsgálattal felvett fázistérképei. A fekete színű, hibás mérési pontokat nem vettem figyelembe az értékeléskor annak ellenére sem, hogy a szoftveres tisztogatás után kapott fázistérképeken (a4, b4, c4) lényegében nem módosulnak a relatív fázisarányok

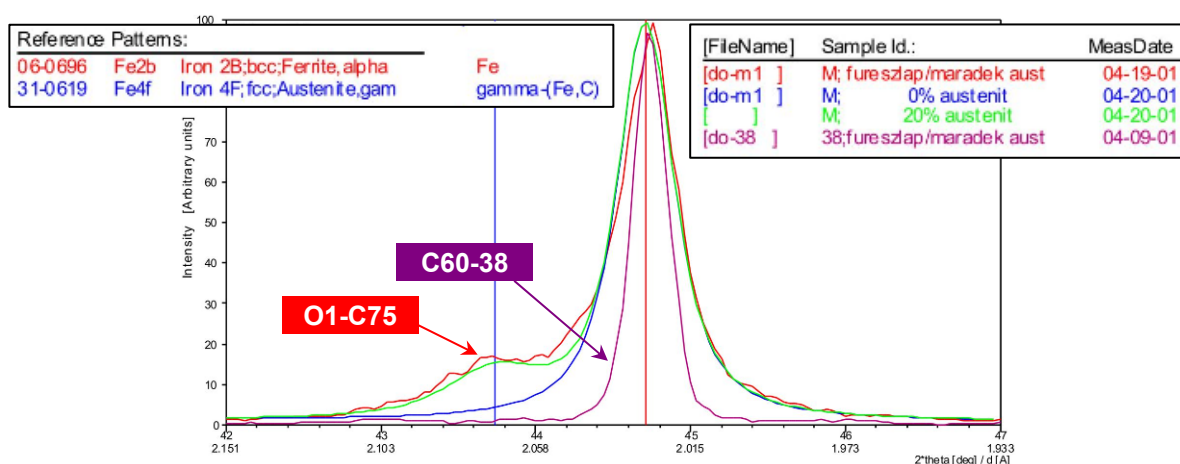


F3-25. ábra – Nagy krómtartalmú durva karbidok a B-09-ER jelű káresetben vizsgált szalagfűrészlap maratott csiszolatán (a, b) és a SÁ-08-SD jelű káresetben vizsgált szalagfűrészlap fogszalagjának köszörült felületén (c)

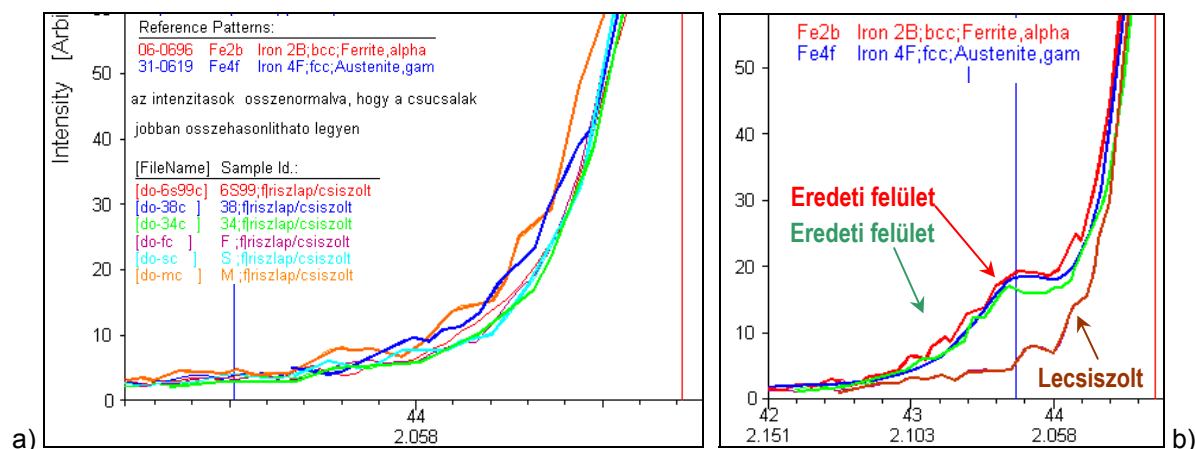




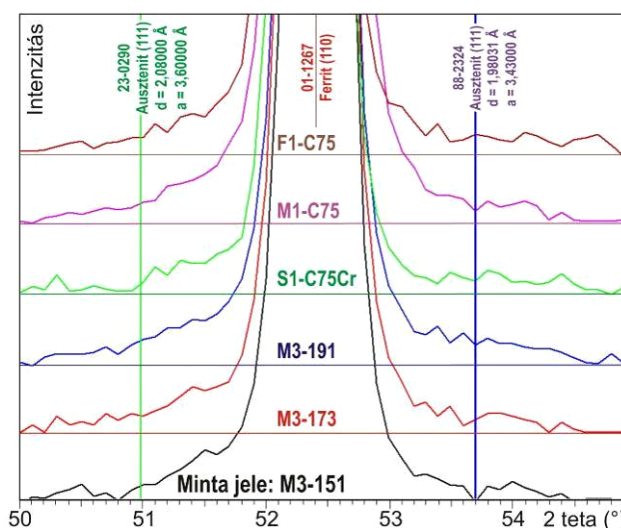
F3-26. ábra – A hazai és a külföldi gyártók nemesített acélszalagjainak oldalapjáról a gyártási állapotban felvett röntgendiffraktogramok részlete (a releváns diffrakciósszög-tartomány)



F3-27. ábra – Az M1-C75 minta új mérése (piros görbe) összerajzolva a 0% (kék) és a 20% (zöld) ausztenittartalom profiljával, a 3-26. ábra S1-C60\_38 jelű mintája (lila) görbéjével. Az utóbbitól hiányzik a  $\gamma$ -vas csúcsa, és az  $\alpha$ -vas {110} csúcs félértékszélessége is lényegesen kisebb; eszerint nagyobbak a szórócentrumok és a hibahelysűrűség

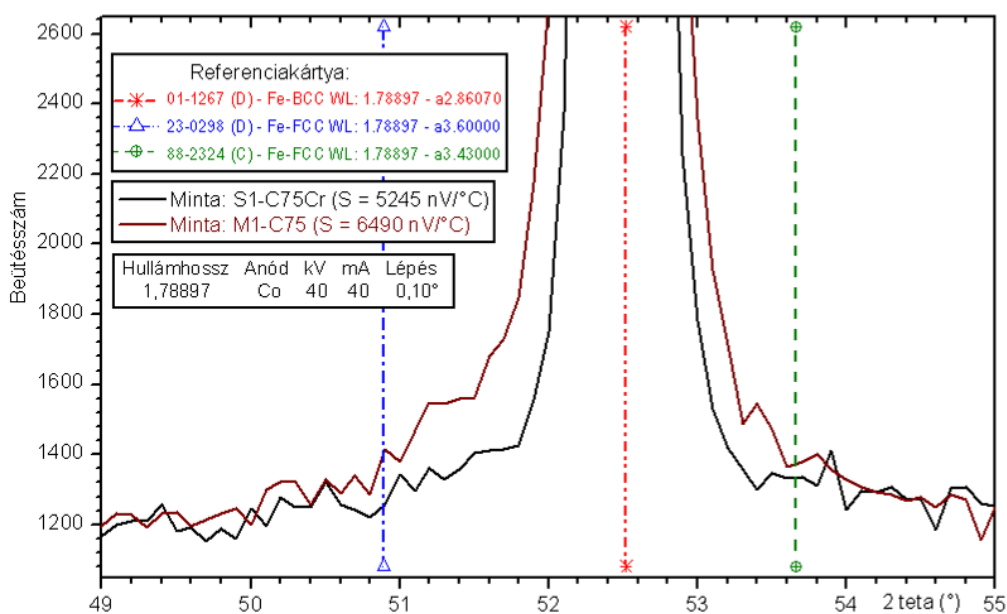


F3-28. ábra – a) A 3-26. ábrán szereplő minták felületéről ~ 0,2 mm-t leccsizolva nyert felületről felvett diffraktogramok: mindegyikben kb. 5% az ausztenit mennyisége.  
 b) Az M1-C75 jelű minta három mérése összerajzolva. A piros görbe az első mérés, a kék görbe a 20% ausztenittel illesztett görbe, a zöld görbe a megismételt mérés. A barna görbe a 0,2 mm-es réteg leccsizolásával kapott felületről készült; jól láthatóan változik a  $\gamma$ -vas csúcsának magassága; a méréseket Sajó István (MTA KKKI) végezte



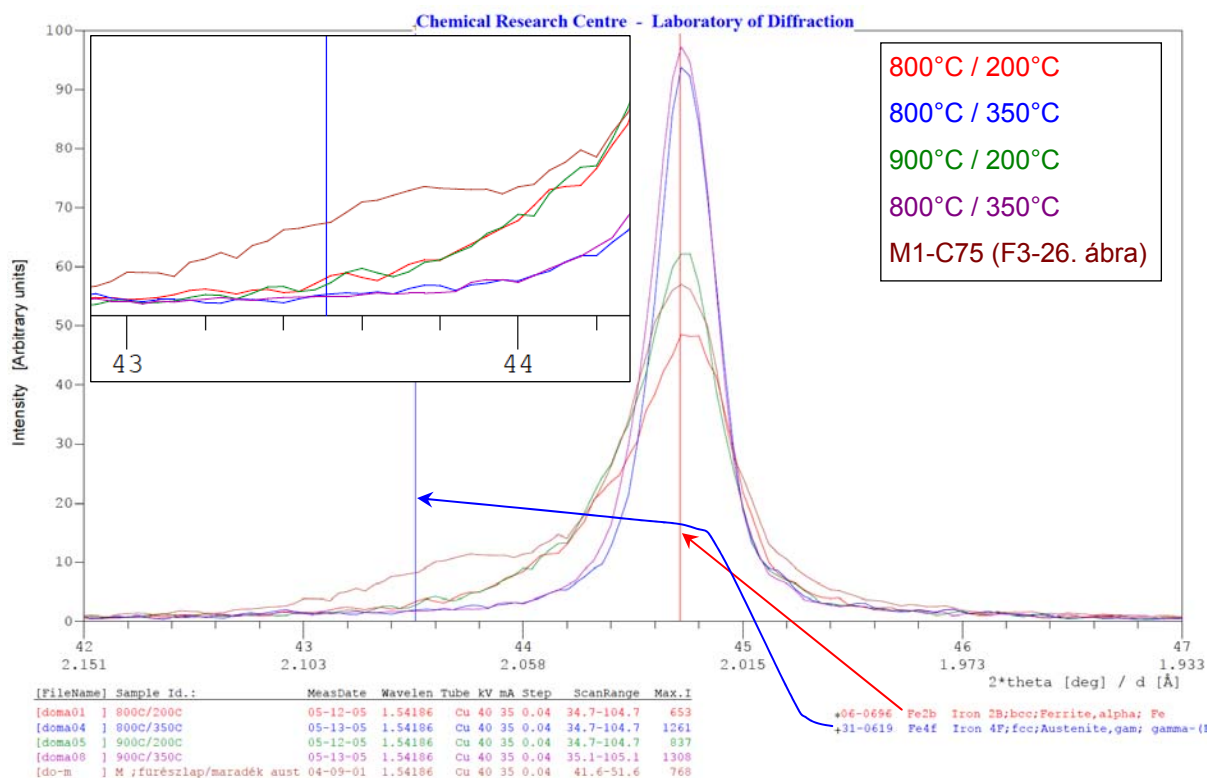
F3-29. ábra – CoK $\alpha$  sugárzással felvett röntgendiffraktogramok részletei. A  $\sim 50,9^\circ$ -nál és a  $\sim 53,7^\circ$ -nél várható gamma-vas csúcsok alapján a maradék ausztenit mennyisége a kimutathatósági határon mozog.

Az F3-29. és az F3-30. ábrán bemutatott méréseket Sóllyom Jenő, az MTA–ME Anyagtudományi Kutatócsoport munkatársa végezte

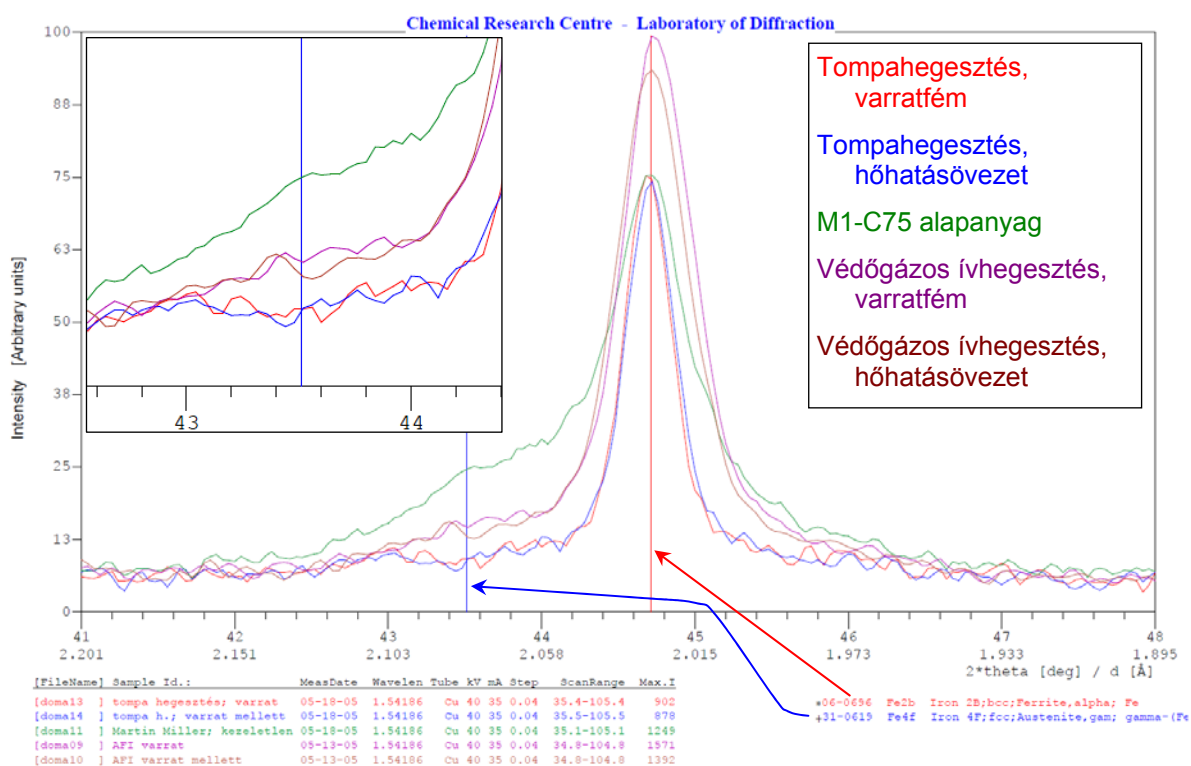


F3-30. ábra – Az S1-C75Cr és az M1-C75 jelű minta röntgendiffraktogramja alapján az anyagban nincs kimutatható mennyiségű ausztenit. A különbség csak a félértékszélességben jelentős: az M1-C75 minta átlagos szórócentrummérete lényegesen kisebb

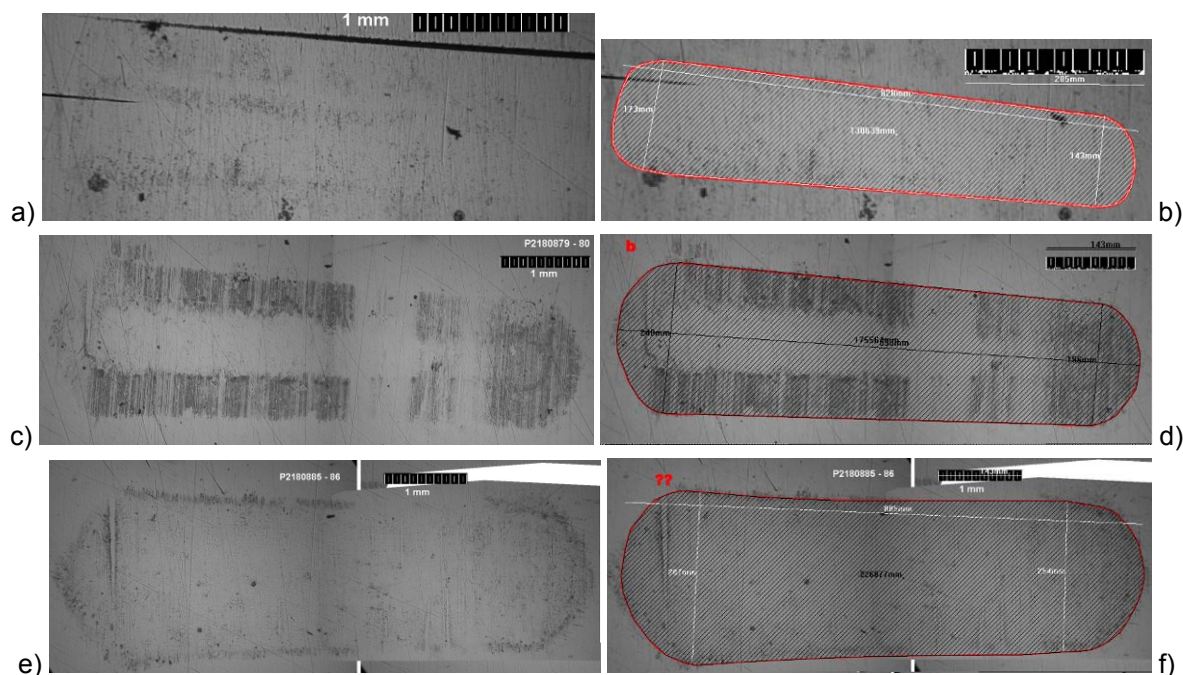




F3-31. ábra – Példa a megeresztés ausztenittartalomra gyakorolt hatásának szemléltetésére; a 30 perces megeresztéssel 200°C-on még nem alakult át a maradék ausztenit, 350°C-on viszont már eltűnt. Az ausztenit eltűnését nem befolyásolja az edzést megelőző ausztenítés hőmérséklete



F3-32. ábra – A leolvastó ellenállás-tompahegesztéssel, illetve a huzalelektrodás, védőgázos hegesztéssel hegesztett kötések varratféméről és hőhatásövezetéről felvett röntgendiffraktogramok részlete. A tompahegesztett kötésekben nincs maradék ausztenit, a nagy (kb. 600°C-os) megeresztés teljesen eltüntette. Az ívhegesztéssel készített és 430°C-on 5 percig utóhőkezelt hegesztett kötésekben megmaradt az ausztenit egy része



F3-33. ábra – A bombírozási kísérletekben készített lenyomatok három különböző hengerlőgörgő-elmozdulás után. A bal oldali képek az eredeti lenyomatot, a jobb oldali képek pedig az alakváltozást szenvedett területet kiemelve mutatják; a léptéksáv a képeken 1 mm



Jel: 5



Jel: 6

F3-34. ábra – A bombírozási kísérletekben 148×1,1 mm-es acélszalagból készített próbadarabok a vízsugaras vágással való „beirdálás” és az egyik vég levágása után; az 5-ös sorszá-mú lemez bombírozatlan, a 6-os viszont a rendes hengerlési mintázatot kapta

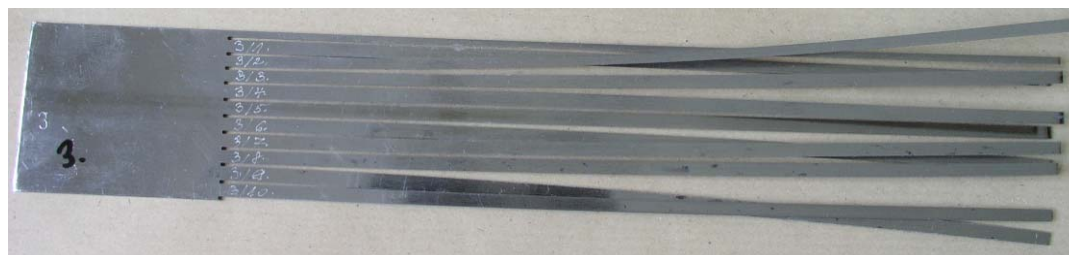




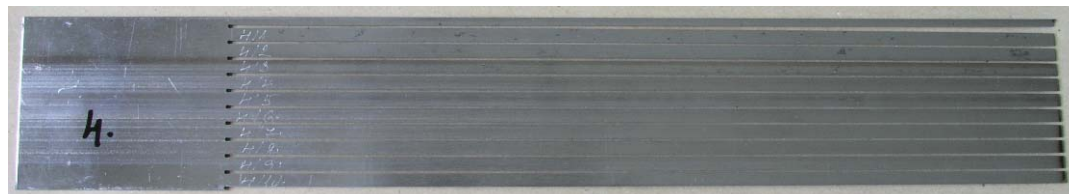
Jel: 1



Jel: 2



Jel: 3



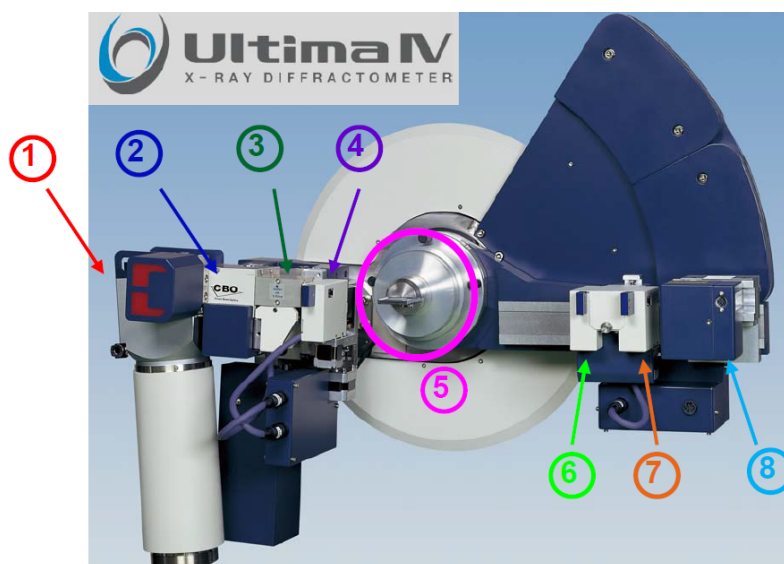
Jel: 4

F3-35. ábra – A bombírozási kísérletekben  $42 \times 0,8$  mm-es acélszalagból készített próbadarabok a vízsugaras vágással való „beirdalás” és az egyik vég levágása után; az 1-es és a 4-es sorszámú lemez nem volt bombírozva, a 2-es és a 3-as viszont a rendes üzemi hengerlési mintázatot kapta



F3-36. ábra – A bombírozási kísérletekben felhasznált,  $42 \times 0,8$  mm-es acélszalag felületei (a 42 mm szélesség az acélszalagdarabok képen függőleges irányban mérhető;  
 1 = eredeti, nem bombírozott, 2 = bombírozott, 3 = bombírozás után szalagfűrészen egy órán át forgatva fárasztott, 4 = előzetes bombírozás nélkül szalagfűrészen egy órán át forgatva fárasztott.  
 Az acélszalag optikai emissziós spektrométerrel meghatározott kémiai összetétele: 0,25% Si, 0,59% Mn, 0,31% Cr, 0,042% Al, 0,021% Cu; C  $\approx$  0,73%.  
 Az F3-34. ábrán látható acélszalag kémiai összetétele: 0,28% Si, 0,61% Mn, 0,33% Cr, 0,037% Al, 0,027% Cu; C  $\approx$  0,71%

dc\_482\_12

**Optical System:**

<b>X-ray Source:</b>	① Cr-K $\alpha$ : 40kV / 50mA
<b>Optics:</b>	② Parallel Beam geometry (PB)
<b>Incident optics:</b>	③ Soller Slit 5 deg ④ DHL mask: 5 mm ④ Divergence Slit (DS): 0.2 mm
<b>Attachment:</b>	⑤ MPA
<b>Receiving optics:</b>	⑥ Scatter Slit 1 (SS): open ⑦ PSA 0.5 deg ⑦ Receiving Slit 2 (RS): open
<b>Detector:</b>	⑧ Scintillation Counter

**Measurement conditions :**

<b>Method:</b>	Residual stress / Retained austenite
<b>Scan mode:</b>	Continuous
<b>Scan range:</b>	2-Theta : various
<b>Scan speed:</b>	various
<b>Scan step:</b>	0.2 deg / step
<b>Scan axis:</b>	2-Theta / Theta

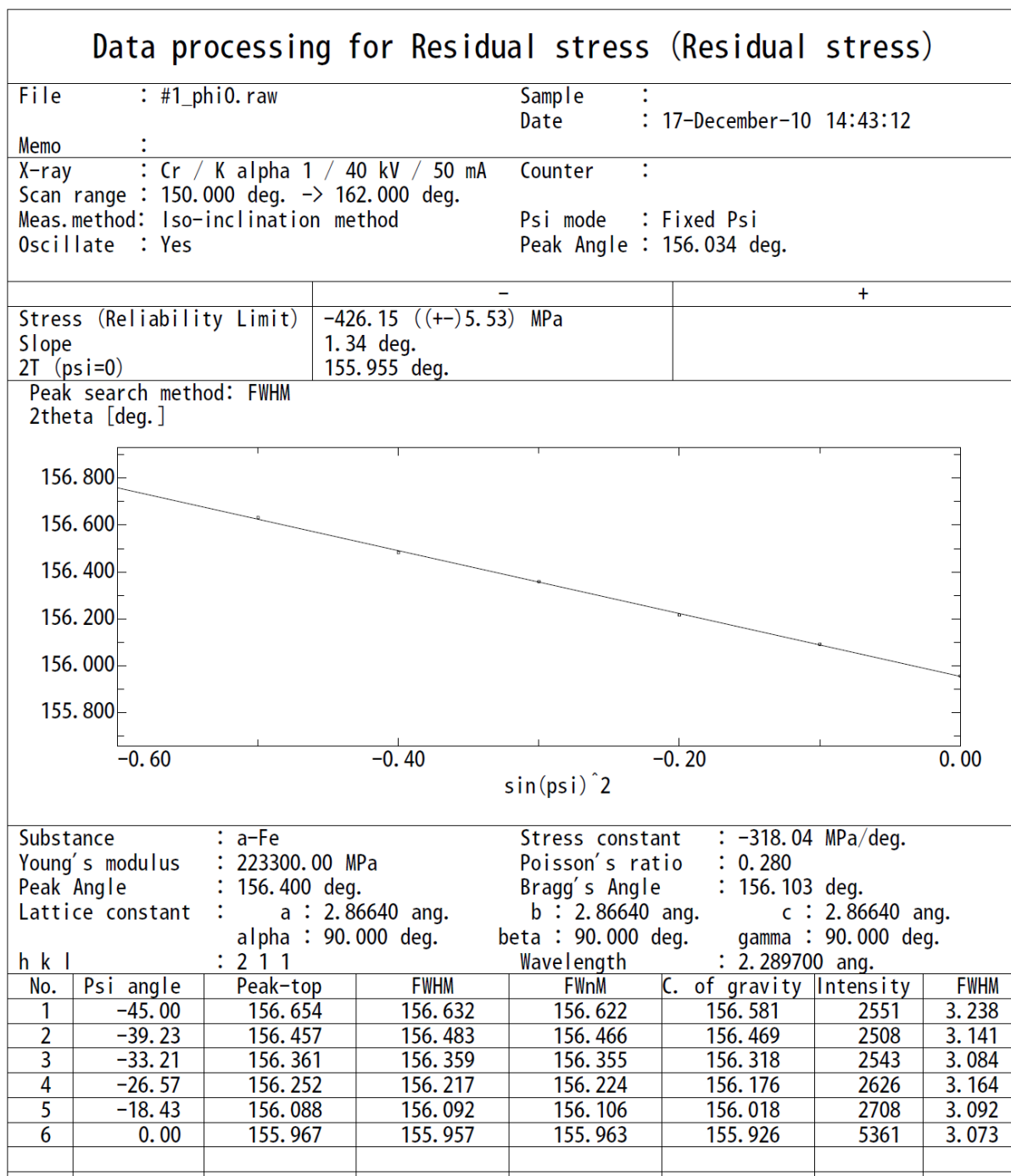
Instrumental parameters	
X-ray source	CrK $\alpha$
Goniometer radius	285 mm
Attachment	MPA-2000
Optical system	pseud-Parallel Beam
Incident slit system	Soller slit : 5.0 deg. Width limit slit : 5 mm Divergence slit : 0.2 mm
Receiving slit system	Scattering slit : open PSA : 0.5 deg. Receiving slit : open
Monochromatic method	K $\beta$ filter : V
Detector	Scintillation counter : SC

Measurement parameters	
Voltage - Current	40 kV - 50 mA
Scanning axis	$\theta/2\theta$
Scanning mode	Fixed Time
Scanning range	$\alpha$ -Fe(211) : 150 ~ 162 deg. $\gamma$ -Fe(220) : 122 ~ 134 deg.
Scanning speed	Residual stress : 10 sec./step Retained austenite : 20 sec./step
Sampling width	0.4 deg./step

F3-37. ábra – A megmaradó feszültség mérésére szolgáló berendezés adatai és a vizsgálati tényezők



DC\_482\_12



F3-38. ábra – A megmaradó feszültség mérések egyik vizsgálati adatlapja; *Pintér Zoltán* (Nanotest Hungary Kft.), *Akimitsu Nezu* (*Rigaku Corporation*, Tokió) és *Götz Schuck* (*Rigaku European Headquarters*, Berlin) nyújtottak segítséget azzal, hogy a próbatesteim maradékausztenit-tartalmát és a megmaradó feszültségeket megmérték; ezek közül egy-egy reprezentatív mérési adatlapot mutatok be ezen és a következő ábrán

dc\_482\_12

Retained austenite								
File : #1_g-Fe(220).raw			Date :17-December-10					
Sample:a-Fe_g-Fe		Comment:		Operator:rigaku				
Memo :								
X-ray :Cr/40kV/50mA		Counttime:20.0sec						
Scanmode :FT		Stepwidth:0.400deg.						
Scanaxis :2theta/theta		Thetaoffset:0.000deg.						
Goniometer:UltimaIV								
Attachment:Multipurpose attachment								
Counter Scintillation counter		Filter : K $\beta$ Filter						
C. Monochro:Notused		I. Monochro:CBO						
DS :0.20mm								
DHL mask:5mm								
Scattering slit: open								
Receiving Slit : open								
[Smoothing		]Method :Savitzky-Golay's		SmoothingPoints:7				
[BGsubtraction		]Method :Averagingattheend		Points :5				
[IntensityCalculation]		Method :UseIntegral						
No.	MillerI.	Lowang.	highang.	Peak	Nor. Integral			
1	alpha (211)	150.000	162.000	156.050	939.76			
2	gamma (220)	122.000	134.000	127.550	8.56			
[Retainedaustenite ]								
Averagerelativevolumeratio:		3.47 (%)						
Standarddiviation:		0.00 (%)						
Target :Cr								
Phase	alpha							
gamma	MillerI.		(110)	(200)	(211)	(220)	(310)	(222)
		RValue	100.0	20.9	195.1	0.0	0.0	0.0
	(111)	74.5						
	(200)	34.8						
	(220)	49.5			3.47			
	(311)	0.0						
	(222)	0.0						
	(400)	0.0						

2010-December-18 21:07:45 Page-1

F3-39. ábra – A maradék ausztenit mennyiségének meghatározására végzett mérések egyik vizsgálati adatlapja



#### 4. függelék: Az értekezés elemzésehez csak lazán kapcsolódó, de az áttekintést segítő ábrák

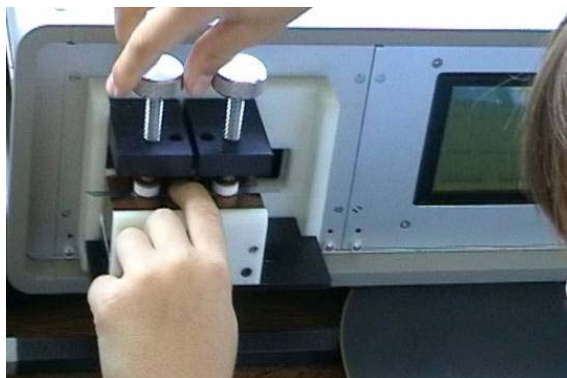


a)

a)



b)



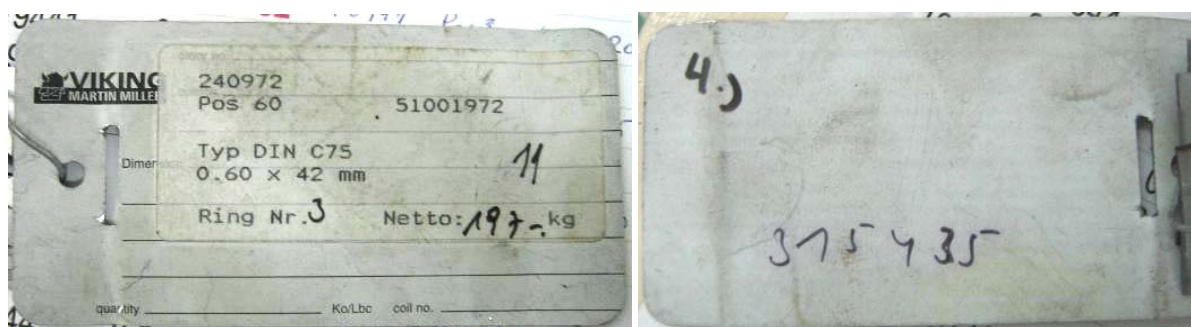
c)



d)

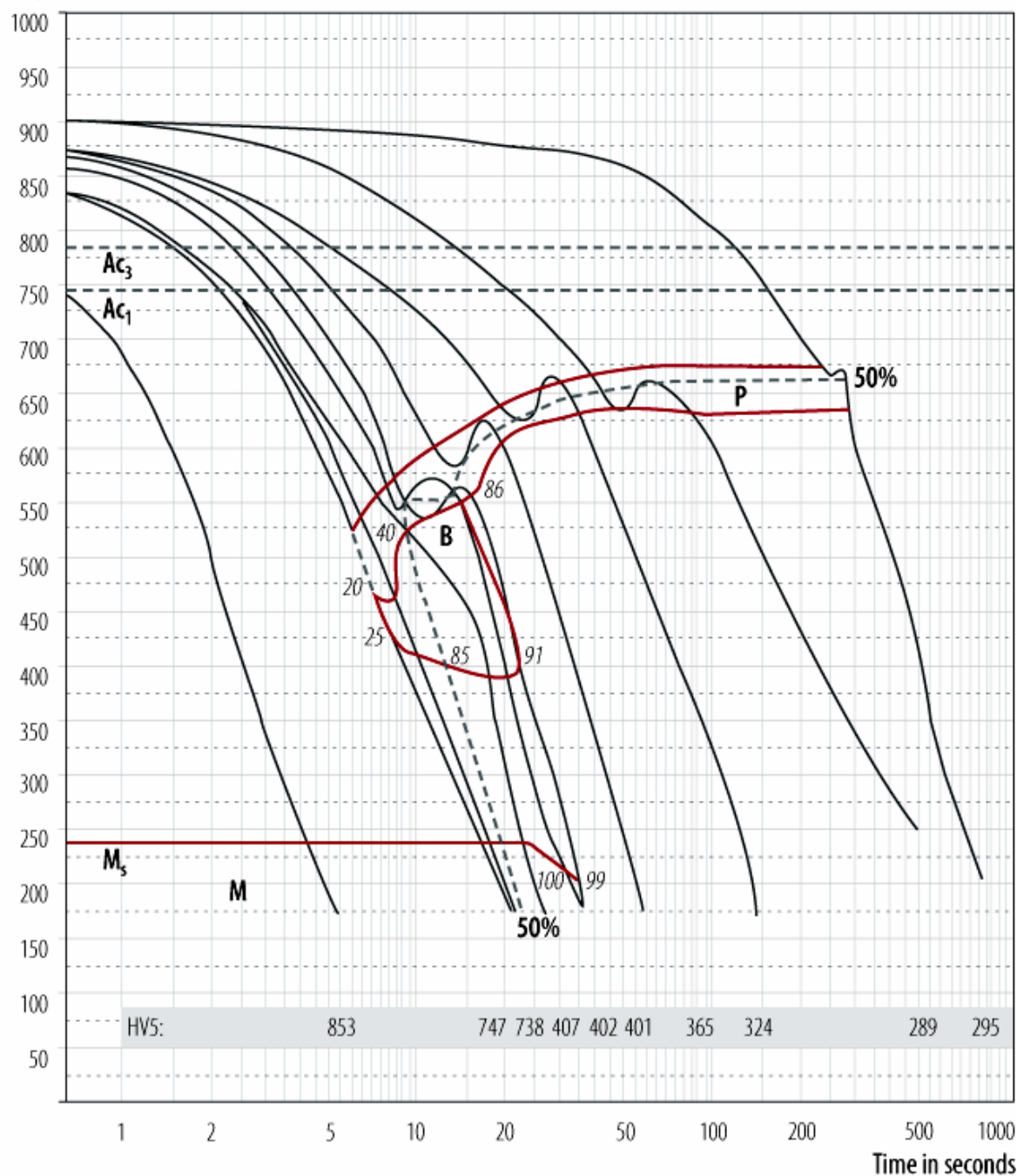
d)

F4-1. ábra – A termoelektromos erő mérésére szolgáló TechLab berendezések



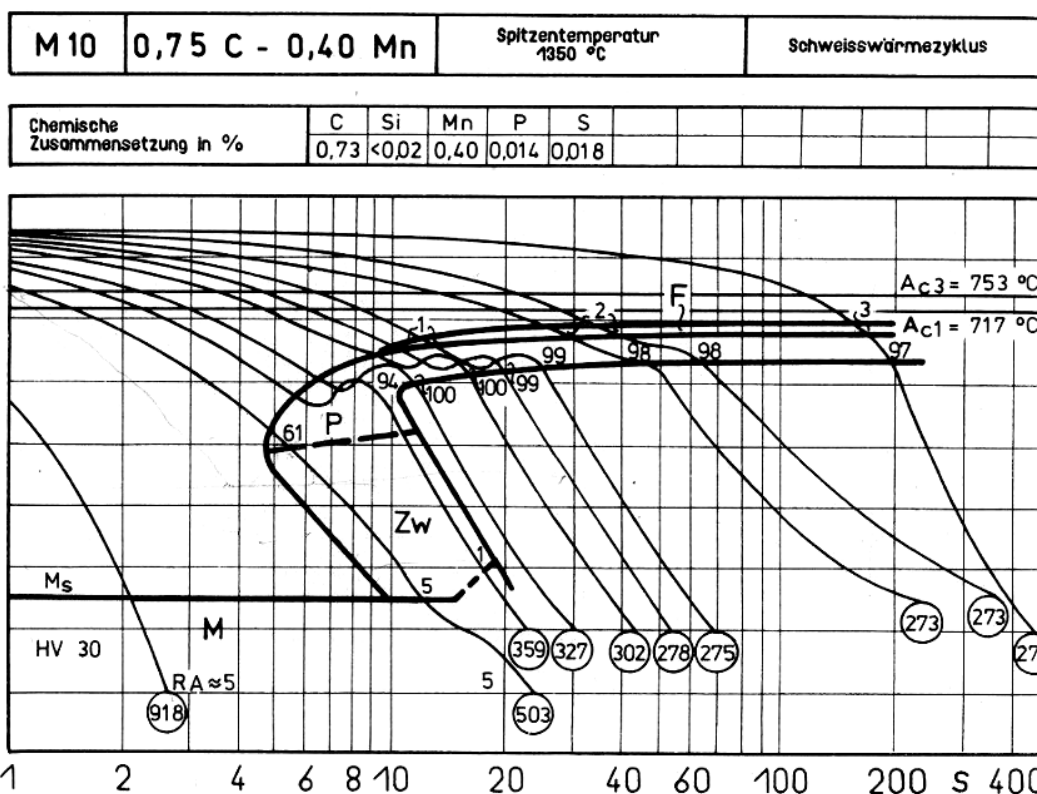
F4-2. ábra – A vizsgált 270 acélszalagtekercs egyikének azonosítótáblájának két oldala

Temperature in °C



F4-3. ábra – C75-ös acél folyamatos hűtésre érvényes ausztenitátalakulási diagramja; forrás: [120]

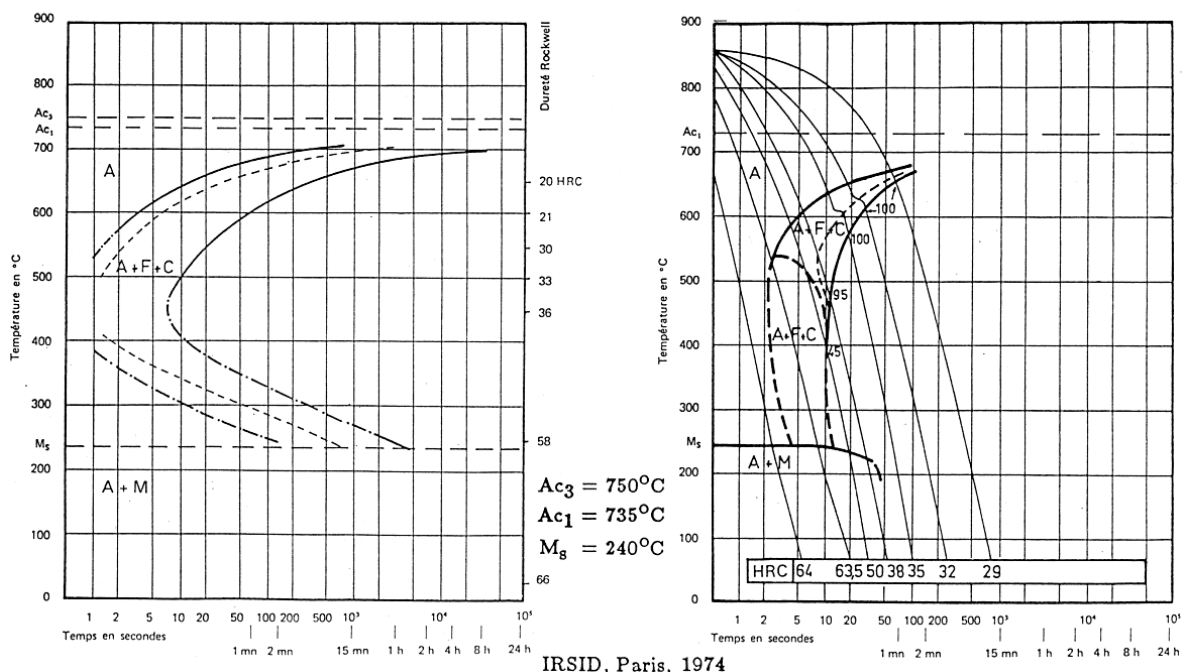




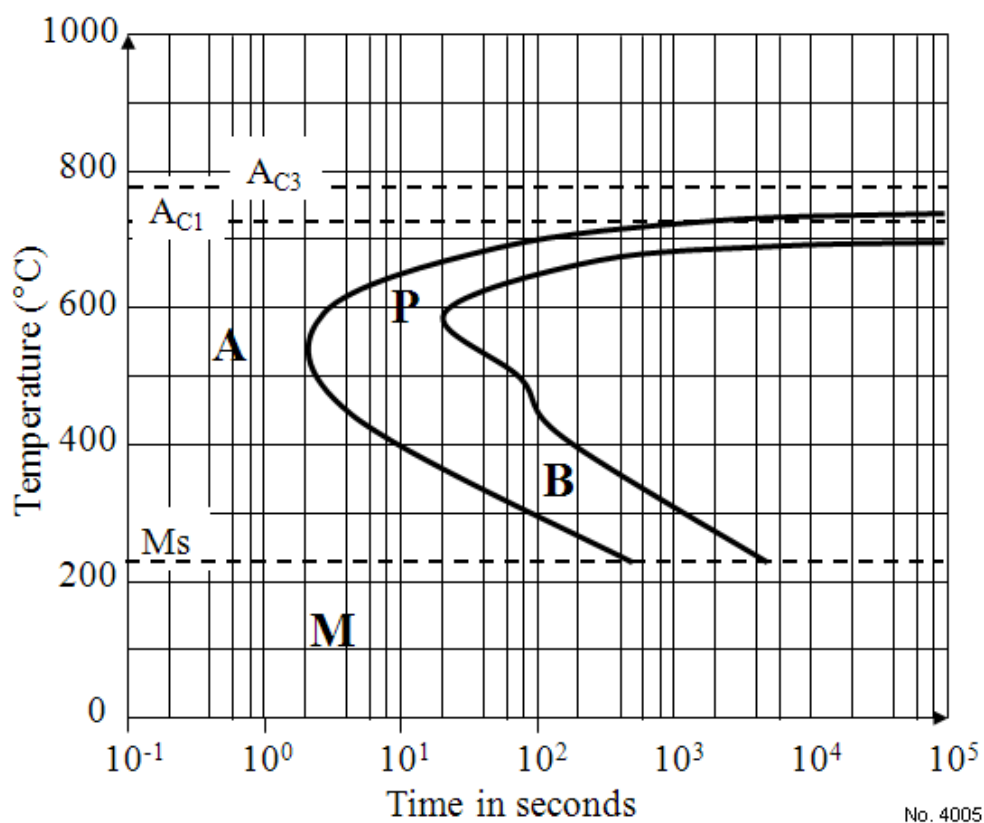
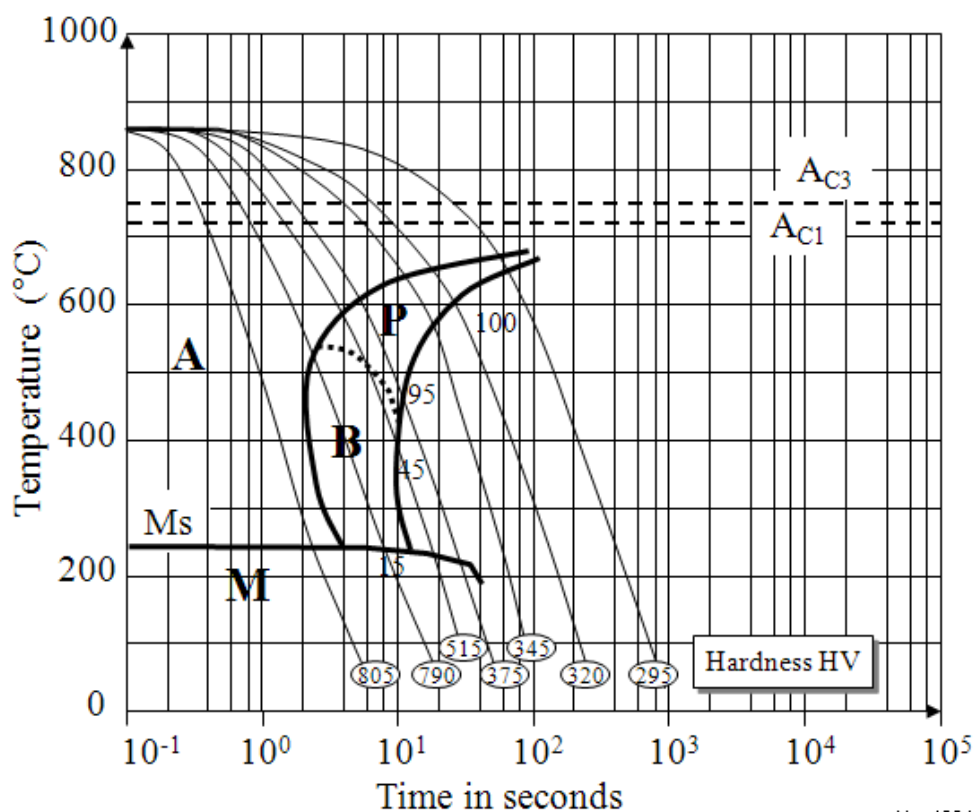
F4-4. ábra – C75-ös acél hegesztési hőfolyamatra modellezett ausztenitálakulási diagramjai; balra TTT-diagram, jobbra TRC-diagram; forrás: [118]

0.75% C - 0.75% Mn - 0.24% Si - 0.010% S - 0.012% P -  
0.43% Ni - 0.06% Cr - <0.10% Mo - 0.56% Cu - <0.03% V  
Grain size: 12 Austenitized at 800°C for 15 min

0.72% C - 0.72% Mn - 0.34% Si - 0.026% S - 0.031% P  
Grain size: 9-10 Austenitized at 850°C for 30 min



F4-5. ábra – Kétféle C75 acél ausztenitálakulási diagramjai; balra TTT-diagram, jobbra folyamatos hűtésre vonatkozó diagram; forrás: [117]



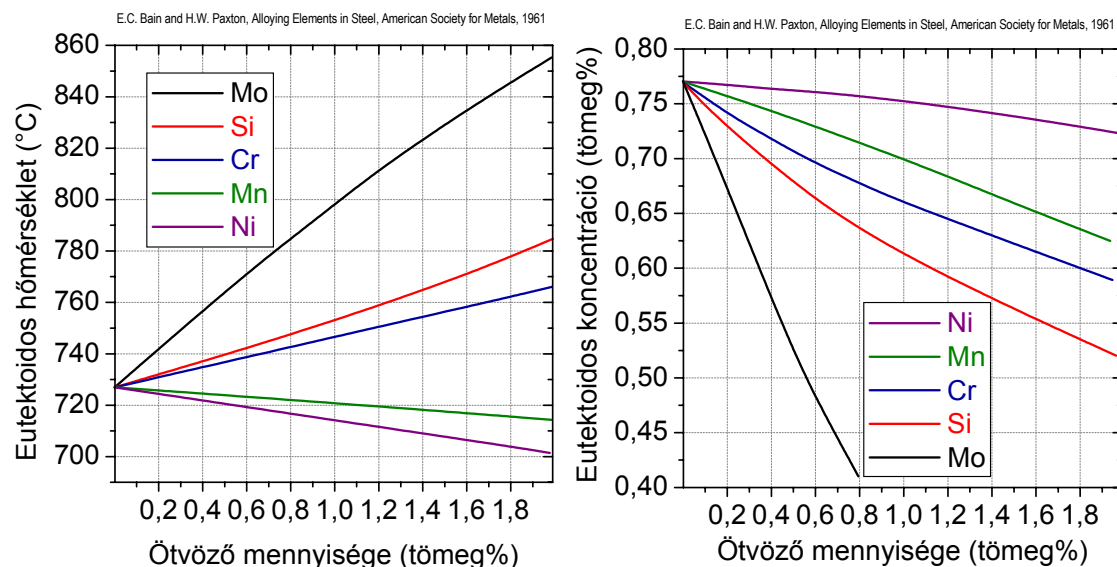
F4-6. ábra – A C75 acél ausztenitátalakulási diagramjai;

beszerzési forrás [119]:

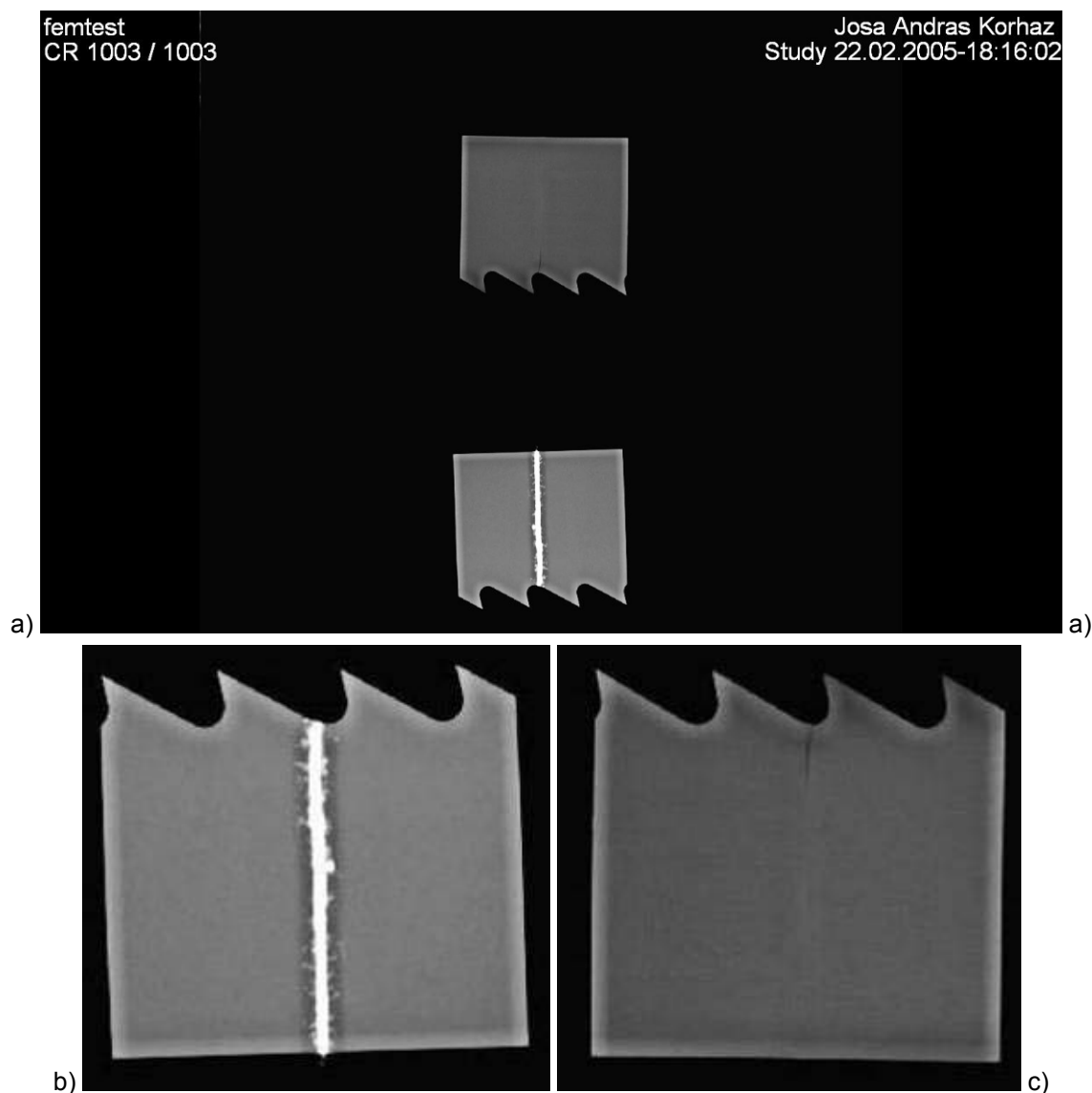
&lt;Henrik.Kaker@guest.arnes.si&gt; To: &lt;dobranszky.janos@chello.hu&gt;

Sent: Wednesday, January 28, 2009 8:58 PM Subject: CCT and TTT diagrams

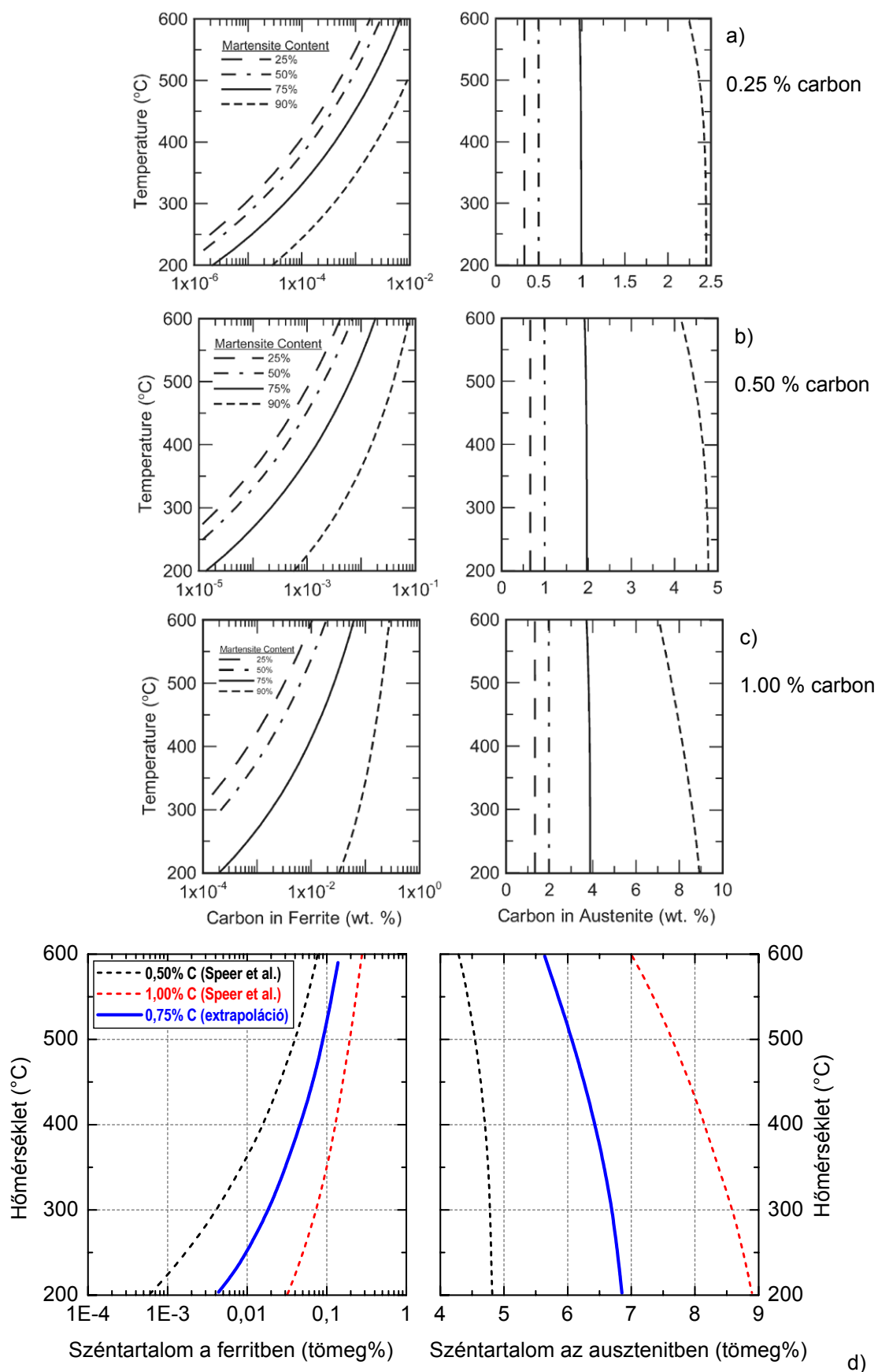




F4-7. ábra – Az ötvözők hatása az eutektoidos hőmérsékletre és koncentrációra; forrás: [71]



F4-8. ábra – a) Hegesztett kötésről Nyitrai Zsolt által készített digitális röntgenkép (Magyarországon feltehetően az első); b) az ellenállás-tompahegesztéssel kialakított varratról nincs eltávolítva a sorja; c) a repedt minta röntgenképén a fogtörepedés is jól megfigyelhető



F4-9. ábra – A korlátozott paraegyensúlyi CPE-ferrit és a CPE-auszténit (CPE = constrained para-equilibrium) széntartalmának a hőmérséklet- és kezdetimartenzithányad-függése; az a)–c) ábra Speer eredeti cikkéből [193] származik, a d) ábra az általam végzett extrapoláció eredményét mutatja



dc\_482\_12